

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

KAROLINNE MARTINS DE SOUSA

EFEITOS DO CICLO TÉRMICO NO DESENVOLVIMENTO DA MICROESTRUTURA
MULTICONSTITUÍDA DE UM AÇO COM EFEITO TRIP

BELO HORIZONTE

2018

KAROLINNE MARTINS DE SOUSA

EFEITO DO CICLO TÉRMICO NO DESENVOLVIMENTO DA MICROESTRUTURA
MULTICONSTITUÍDA DE UM AÇO COM 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: Profa.Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa
Coorientadora: Eng. Rafaela Nepomuceno e Vidigal Ferreira

BELO HORIZONTE

2018

KAROLINNE MARTINS DE SOUSA

EFEITO DO CICLO TÉRMICO NO DESENVOLVIMENTO DA MICROESTRUTURA
MULTICONSTITUÍDA DE UM AÇO COM 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.

BANCA EXAMINADORA

Profa. Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Prof. Dr. Wellington Lopes

Eng. Rafaela Nepomuceno e Vidigal Ferreira

Prof. Dr. Augusto César da Silva Bezerra

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar, agradeço a Deus pelo dom da vida, pelas oportunidades que Ele me proporcionou, me permitindo chegar até aqui e alcançar mais essa conquista.

Agradeço a minha família pelo apoio e compreensão, por serem meu porto seguro, pelo amor infinito e por estarem em minha vida em todos os momentos, fossem eles de alegria ou momentos difíceis. À minha mãe Vilma Maria de Oliveira, que sempre acreditou minha capacidade e por me ajudar a trilhar meus caminhos, sendo a minha maior inspiração. À minha irmã Stephanie Martins de Sousa, por estar sempre ao meu lado, me apoiando, me aconselhando e acima de tudo, sendo uma ótima amiga. À minha tia e segunda mãe, Odete de Souza Oliveira Dona, que apesar da distância, esteve sempre ao meu lado me apoiando incondicionalmente.

À minha orientadora, Profa. Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa, por todos os ensinamentos e por me acompanhar durante todo o percurso desse projeto. Agradeço pela atenção e consideração imensurável, sempre com um carisma indescritível.

À minha coorientadora, Eng. Rafaela Nepomuceno e Vidigal Ferreira pela paciência na orientação e incentivo.

Ao Centro de Microscopia da UFMG pela análise das amostras por meio do Microscópio Eletrônico de Varredura.

Aos meus amigos do curso de Engenharia de Materiais, pois aprendi muito com eles e tive grandes momentos de alegria e diversão.

Agradeço a todos aqueles que estiveram envolvidos de alguma maneira para a realização deste trabalho.

“O sucesso é a soma de pequenos esforços repetidos dia após dia.”

(Henry Ford)

RESUMO

Os aços assistidos pelo efeito TRIP apresentam ótimas combinações de resistência mecânica e ductilidade, bem como elevadas taxas de encruamento e bom alongamento uniforme. Essas propriedades mecânicas permitem que o aço TRIP seja um excelente candidato para a utilização em componentes estruturais automotivos garantindo a construção de peças com menor espessura e com propriedades mecânicas iguais ou superiores aos materiais comumente utilizados. O processo de obtenção de aços TRIP consiste em um aquecimento intercrítico, seguido de tratamento isotérmico na região de transformação bainítica (austêmpera). Nesse trabalho foi avaliado os efeitos do tempo de austêmpera na dureza e na microestrutura de um aço TRIP de baixo teor de carbono. Para isso, o material passou por um tratamento térmico inicial de normalização, com o objetivo de se apagar os efeitos térmicos ou mecânicos anteriores. Posteriormente, as chapas foram submetidas ao recozimento intercrítico a 760°C por 600 segundos, seguido de austêmpera na temperatura de 450°C por 45, 90, 360 e 1080 segundos. A microestrutura foi caracterizada por meio de técnicas de microscopia óptica com diferentes ataques químicos (Nital 3% e Bandoh) e microscopia eletrônica de varredura (MEV). Foi avaliado também o percentual de austenita retida por meio da técnica de difração de raios X (DRX). A dureza média de cada condição de processamento térmico foi analisada por ensaios de microdureza Vickers. Observou-se que a elevação do tempo de austêmpera permitiu modificações microestruturais significativas, promovendo o aumento percentual de bainita e ferrita bainítica, em detrimento da fase martensítica. Adicionalmente, o aumento do tempo de encharque bainítico promoveu a elevação do percentual de austenita retida. As mudanças microestruturais observadas levou a uma redução da dureza média do material.

Palavras Chave: Aços TRIP, Austenita retida, Austêmpera

ABSTRACT

The TRIP-assisted steels have excellent combinations of mechanical strength and ductility, as well as high hardening rates and good uniform stretching. These mechanical properties allow TRIP steel to be an excellent candidate for use in automotive structural components, ensuring the construction of parts with less thickness and with mechanical properties equal to or greater than the materials commonly used. The process of obtaining TRIP steels consists of an intercritical annealing heat treatment, followed by austempering. In this work, the effects of austenitic time on the hardness and microstructure of a low carbon TRIP steel were evaluated. The material underwent an initial thermal treatment of normalization, in order to erase the previous thermal or mechanical effects. Subsequently, the samples were subjected to the intercritical annealing at 760 ° C for 600 seconds, followed by austempering at 450 ° C for 45, 90, 360 and 1080 seconds. The microstructure was characterized by optical microscopy techniques with different chemical attacks (Nital 3% and Bando) and scanning electron microscopy (SEM). The percentage of retained austenite were evaluated by the X-ray diffraction technique (XRD). The average hardness of each thermal processing condition was analyzed by Vickers microhardness tests. It was observed that increasing austempering time allowed for significant microstructural modifications, promoting the percentage increase of bainite and bainitic ferrite, in detriment of the martensitic phase. Additionally, bainitic soaking time increase promoted percentage elevation of retained austenite. The observed microstructural changes led to a reduction on the average hardness of the material.

Keywords: TRIP steels, Retained austenite, Austempering

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Diagrama de equilíbrio ferro-carbono.....	14
Figura 2 - Mecanismos operantes na transformação austenítica.....	14
Figura 3 - Fase austenítica e representação espacial de uma rede CFC.....	15
Figura 4 - Grão de austenita formado na interface de duas colônias perlíticas em um aço eutetóide.....	16
Figura 5 - Determinação do tempo de austenitização a uma temperatura fixa.....	17
Figura 6 - Diferentes morfologias da ferrita.....	19
Figura 7 - Microscopia óptica apresentando uma rede de cementita pró-eutetóide ao longo de colônias de perlita, e as lamelas de cementita dentro das colônias de perlita.....	20
Figura 8 - Estrutura perlítica: a parte escura é representada pela cementita enquanto a parte clara pela ferrita.....	21
Figura 9 - Mecanismo de formação da perlita proposto por Mehl.....	22
Figura 10 - Mecanismo de formação da perlita proposto por Hillert.....	23
Figura 11 - Comparação das microestruturas perlita, bainita e martensita em um aço eutetóide.....	24
Figura 12 - Formação da bainita superior e inferior.....	25
Figura 13 - Micrografia de um feixe de bainita superior.....	26
Figura 14 - Transformação martensítica.....	27
Figura 15 - Representação gráfica entre a tensão fornecida em função da temperatura durante a transformação martensítica por solicitação mecânica.....	28
Figura 16 - Microestrutura de um aço TRIP (0,21%C-1,55%Mn-1,55%Si).....	30
Figura 17 - Fração volumétrica da austenita retida em função da temperatura de recozimento intercrítico.....	33
Figura 18 - Formação da bainita.....	34
Figura 19 - Diagrama de transformação para a austêmpera.....	35
Figura 20 - Fração de austenita retida com a temperatura de formação bainítica.....	36
Figura 21 - Fração de austenita retida com o tempo de encharque na temperatura de 400°C.....	36
Figura 22 - Ciclo térmico de têmpera e partição.....	37
Figura 23 - Ciclo térmico de têmpera e de revenimento.....	39
Figura 24 - Cortadora metalográfica.....	41

Figura 25 - Ciclo de tratamentos térmicos.	42
Figura 26 - Interior do Difratômetro de Raios X.	43
Figura 27 - Microscópio óptico utilizado na captura das imagens.	44
Figura 28 - Microdurômetro.	44
Figura 29 - Microestrutura das amostras após aquecimento intercrítico, seguido de austêmpera a 450°C por 45 segundos.	47
Figura 30 - Microestrutura das amostras após aquecimento intercrítico, seguido de austêmpera a 450°C por 90 segundos.	48
Figura 31 - Microestrutura das amostras após aquecimento intercrítico, seguido de austêmpera a 450°C por 360 segundos.	49
Figura 32 - Microestrutura das amostras após aquecimento intercrítico, seguido de austêmpera a 450°C por 1080 segundos.	50
Figura 33 - Variação da fração dos constituintes em função do tempo de austêmpera. .	51
Figura 34 - Difratograma das amostras em diferentes tempos de austêmpera.	53
Figura 35 - Fração volumétrica da austenita retida em função do tempo de austêmpera.	53
Figura 36 - Dureza Vickers em função do tempo de austêmpera.	55

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química típica de aços TRIP de baixa liga (% em massa).....	30
Tabela 2 - Composição química (% em peso) do aço no estado inicial.	40
Tabela 3 -Temperaturas Ac1, Ac3, transformação martensítica e bainítica do aço analisado.....	41

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	11
2. OBJETIVOS	12
2.1 OBJETIVO GERAL	12
2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS	12
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	13
3.1 MICROESTRUTURA TÍPICA DOS AÇOS.....	13
3.1.1. Austenita (γ).....	15
3.1.2. Ferrita (α).....	18
3.1.3. Cementita	19
3.1.4. Perlita	20
3.1.5. Bainita.....	23
3.1.6. Martensita	26
3.2. AÇOS TRIP.....	29
3.2.1. Aços com transformação induzida por deformação (efeito TRIP).....	29
3.2.2. Estabilização da austenita retida e efeito dos elementos de liga.....	31
3.2.3. Tratamentos térmicos em aços TRIP.....	33
3.2.3.1. Recozimento Intercrítico.....	33
3.2.3.2. Austêmpera	34
3.2.3.3. Têmpera e Partição	36
3.2.3.4. Têmpera e Revenimento.....	38
4. MATERIAIS E MÉTODOS.....	40
4.1. MATERIAIS	40
4.2. TRATAMENTOS TÉRMICOS	41
4.3. CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL.....	42
4.4. ENSAIO DE DUREZA	44

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	46
5.2. DIFRAÇÃO DE RAIOS X (DRX).....	52
5.3. DUREZA.....	54
6. CONCLUSÃO.....	56
7. REFERÊNCIAS.....	57

1. INTRODUÇÃO

Nos últimos anos, a indústria automobilística tem enfrentado um grande desafio, que consiste na necessidade da redução do peso dos automóveis, visando uma maior economia de combustível e, por consequência, a redução da emissão de gases poluentes com grande impacto ambiental. Diante desse cenário, a indústria desenvolveu novas gerações de aços avançados de alta resistência (AHSS), com efeito conhecido como TRIP (Plasticidade Induzida por Transformação de Fases). Os aços assistidos pelo efeito TRIP possuem uma microestrutura multiconstituída que confere a esses materiais uma excelente combinação entre ductilidade e resistência mecânica. Essas propriedades mecânicas são obtidas a partir da transformação da austenita retida em martensita, durante a deformação plástica do material. Dessa forma, uma fração considerável de austenita retida na microestrutura se torna necessária para que o efeito TRIP ocorra (SANTOS, 2018).

Os aços TRIP possuem em uma microestrutura multiconstituída formada por austenita, ferrita, bainita e eventualmente martensita. Para a obtenção dessas diferentes fases, é necessário a utilização de rotas térmicas que envolvem um recozimento intercrítico seguido por austêmpera. O objetivo principal desses tratamentos é obter a estabilização da austenita em temperatura ambiente e isso acontece principalmente por meio de mecanismos de enriquecimento dessa fase com carbono durante o tratamento térmico (ABBASI & RAINFORTH, 2016).

Diante desse contexto, é importante analisar os diferentes tempos de encharque do tratamento térmico de austêmpera, a fim de avaliar a sua influência na microestrutura final do material e nas suas propriedades mecânicas. O presente trabalho consistiu em quantificar e analisar as fases presentes em um aço TRIP de baixo teor de carbono por meio de microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura (MEV) e difração de raios X (DRX). A dureza média do material foi avaliada a partir de ensaios de microdureza Vickers.

2. OBJETIVOS

2.1 OBJETIVO GERAL

O objetivo geral desse trabalho foi analisar os efeitos do tempo de austêmpera na microestrutura e dureza Vickers de um aço com baixo teor de carbono assistido pelo efeito TRIP.

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Avaliar os efeitos do tempo de encharque na microestrutura do material a partir de microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura (MEV) e difração de raios X (DRX)
- Avaliar a dureza Vickers média do material exposto a diferentes tempos de austêmpera.

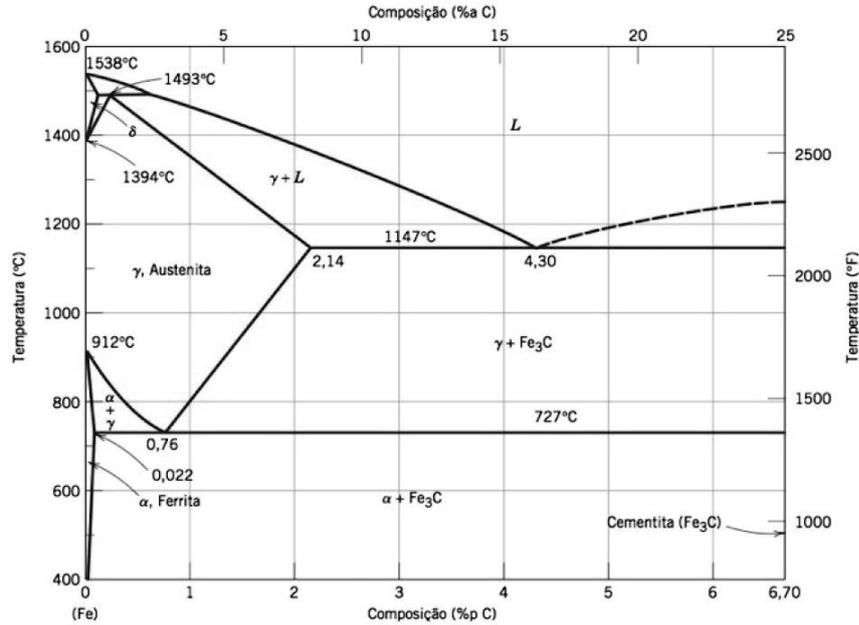
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 MICROESTRUTURA TÍPICA DOS AÇOS

As ligas de Ferro-Carbono apresentam uma grande variação em suas propriedades mecânicas pela simples variação na quantidade de carbono presente em sua constituição e unindo essa característica com a possibilidade de deformação plástica e tratamentos térmicos. O ferro, por apresentar uma transformação alotrópica e o carbono por ser capaz de formar uma solução sólida intersticial com o ferro, conduz uma série de possibilidades de transformações, com microestruturas típicas, resultando em materiais com grande variação de propriedades e aplicações (SCHEID, 2010). Desse modo, essas ligas representam os materiais com maior utilização prática nas indústrias, principalmente na indústria automobilística.

No diagrama de fases Ferro-Carbono, apresentado na Figura 1, é possível observar que as transformações são dependentes não apenas da quantidade de carbono presente, mas também são influenciadas pela temperatura. Na Figura 1 também é possível observar que os aços possuem até 2,0% de carbono e acima desse valor, as ligas são denominadas de ferros fundidos. É importante ressaltar que as ligas comerciais não são constituídas apenas de ferro e carbono, pois contêm em sua composição outros elementos de liga e impurezas resultantes do processo de obtenção desse material.

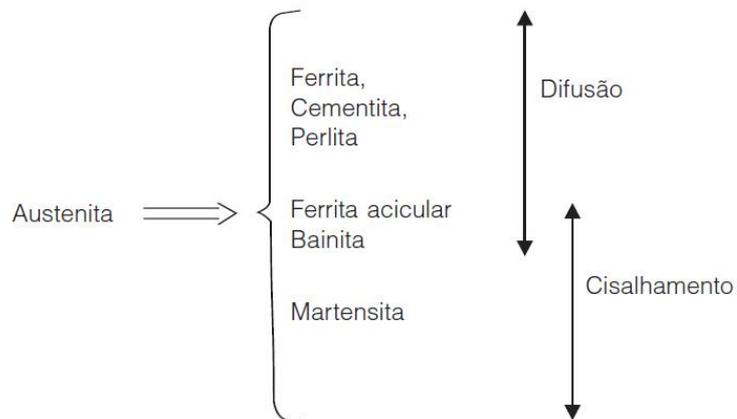
Figura 1 - Diagrama de equilíbrio ferro-carbono.



Fonte: CALLISTER & RETHWICH (2012)

Como mencionado anteriormente, as transformações nas ligas de Ferro-Carbono são também influenciadas pela temperatura. Para os aços, o resfriamento lento a partir do seu campo austenítico, promove o aparecimento das fases ferrita, perlita e cementita. Entretanto, se o resfriamento for brusco, aparecerão os constituintes metaestáveis que não são previstos pelo diagrama de fases, denominados martensita e bainita (COSTA E SILVA & MEI, 2006). Essas transformações austeníticas podem ocorrer pelos mecanismos de difusão e cisalhamento, conforme apresentado na Figura 2.

Figura 2 - Mecanismos operantes na transformação austenítica.

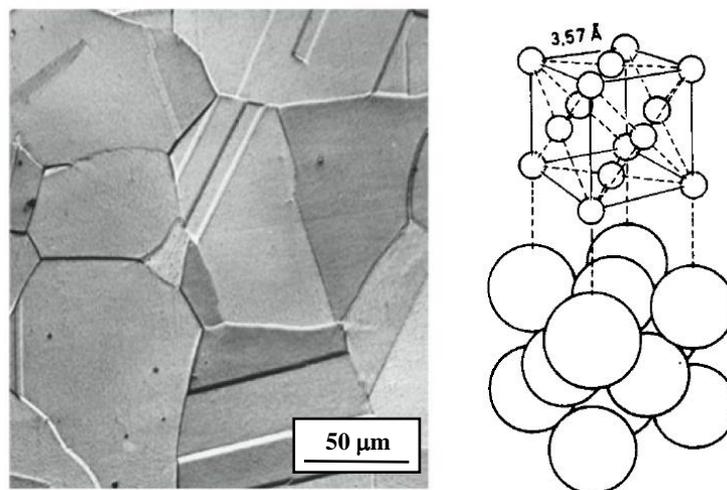


Fonte: COSTA E SILVA & MEI (2006).

3.1.1. Austenita (γ)

A austenita uma fase derivada do ferro gama e é formada por uma estrutura cúbica de faces centradas (CFC). É estável em temperaturas superiores a 727°C e possui uma grande solubilidade do carbono. Pode ser considerada uma fase pouco dura, com grande resistência ao desgaste e paramagnética (DEL SANT, 2010). A Figura 3 representa uma micrografia da fase austenítica e a representação espacial de uma rede CFC.

Figura 3 - Fase austenítica e representação espacial de uma rede CFC.



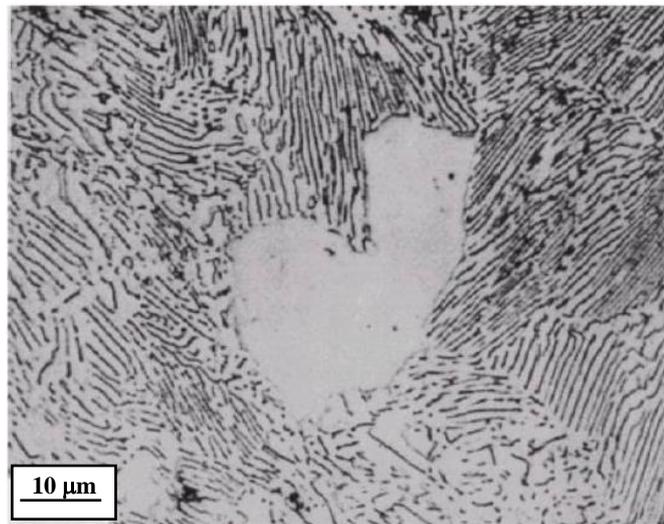
Fonte: CALLISTER & RETHWICH (2012) e THELNING (1975)

A adição de elementos de liga estabilizadores da austenita, como o manganês, pode tornar essa fase mais estável a temperatura ambiente. Entretanto, mesmo que a austenita não esteja presente à temperatura ambiente nos aços carbono e de baixa liga, ela é uma fase extremamente importante pois é a base para a trabalhabilidade a quente e para os tratamentos térmicos dos aços. Para se realizar qualquer tratamento térmico, como têmpera, recozimento e outros, o material deve ser aquecido até a temperatura em que se compreende o campo austenítico durante um determinado tempo (VUROBI JÚNIOR, 2007).

Em aços eutetóides, a formação da austenita a partir de uma microestrutura perlítica, envolve a transformação da ferrita e da cementita, que é dependente de um mecanismo de nucleação e crescimento. Portanto, espera-se que nucleação nesse caso seja heterogênea e ocorra na interface ferrita-cementita. Como a perlita possui uma área superficial de interface grande, espera-se também que essa nucleação ocorra em taxas extremamente altas. Entretanto,

uma observação mais meticulosa, mostra que os grãos de austenita também podem nuclear-se entre as colônias de perlita (Figura 4) e não apenas a interface ferrita-cementita. Como a energia de superfície é uma função de descontinuidade, um contorno de alto ângulo pode promover a nucleação (MACEDO, 2007). Desse modo, de acordo com Brooks (1992), ocorre pouca nucleação da austenita na interface ferrita-cementita e uma maior nucleação nos contornos de alto ângulo entre as colônias perlíticas, que é onde a energia superficial é mais favorável.

Figura 4 - Grão de austenita formado na interface de duas colônias perlíticas em um aço eutetóide.



Fonte: JACOT et al. (1998)

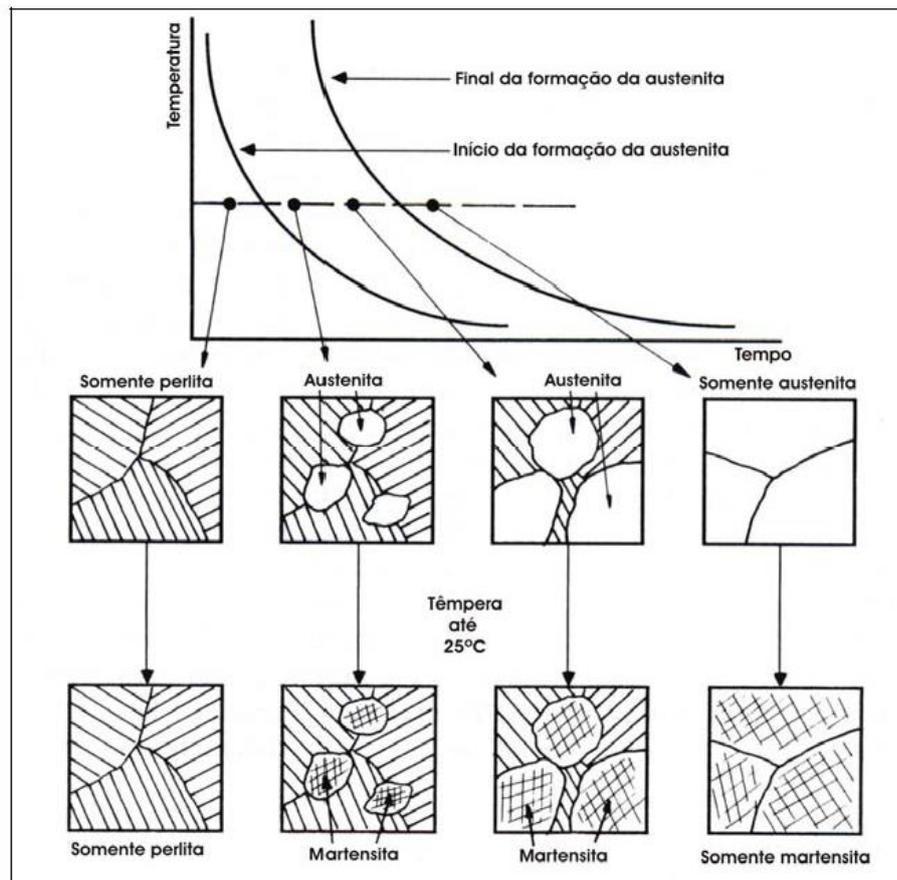
Em aços hipoeutetóides, a formação da austenita ocorre a partir de uma microestrutura de ferrita primária e perlita. Nesse caso, o campo perlítico torna-se instável acima da temperatura de início da transformação austenítica (A_{c1}) e o aquecimento acima dessa temperatura promove a transformação da perlita em austenita e a ferrita primária é inicialmente instável. Os contornos de grãos entre a fase austenítica e a ferrita se movem até que toda a ferrita seja transformada. Simultaneamente, o carbono concentrado na austenita se difunde para regiões com baixas concentrações (MACEDO, 2007; BROOKS, 1992).

Na Figura 5 é mostrado como pode ser determinado o tempo necessário para a transformação austenítica completa a partir de uma microestrutura inicial perlítica. Essa análise pode ser feita a partir do aquecimento do material até a temperatura de austenitização desejada, exposição do material a essa temperatura por diferentes tempos, seguido de resfriamento brusco até a temperatura ambiente. Ao finalizar o processamento térmico, deve ser realizado uma

preparação metalográfica para-se visualizar a microestrutura obtida em cada caso. O tempo de permanência em que se obtém uma microestrutura totalmente martensítica, deve ser adotado como tempo de austenitização (VUROBI JÚNIOR, 2007).

A austenitização, no aquecimento contínuo de aços a partir da microestrutura inicial de ferrita proeutetóide e perlita, inicia-se quando o material alcança a temperatura A_{c1} , porém só se completa quando a temperatura A_{c3} é atingida. Para esse tipo de microestrutura inicial, o processo de transformação austenítica é dividido em duas partes: a primeira é a dissolução da perlita, que ocorre a temperaturas imediatamente acima de A_{c1} . Nessa etapa, a nucleação austenítica acontece nas interfaces entre as colônias de perlita. Na segunda parte, ocorre a transformação da ferrita. Nessa fase a taxa de crescimento da austenita na ferrita é mais lenta, se comparada com a taxa de crescimento austenítico na perlita, e é controlada pela difusão de átomos de carbono (ALMEIDA, 2010; OLIVEIRA *et al.*, 2007).

Figura 5 - Determinação do tempo de austenitização a uma temperatura fixa.



Fonte: (VUROBI JÚNIOR, 2007; BROOKS, 1992).

A nucleação austenítica em uma microestrutura inicial composta por cementita esferoidizada em matriz ferrítica, ocorre nas interfaces cementita-ferrita. A austenita cresce ao longo da interface até que a cementita seja totalmente envolvida. A austenita formada subsequentemente dependerá da difusão de carbono, com a dissolução do carboneto, resultando em uma taxa de formação austenítica mais baixa, se comparada com a taxa de formação austenítica em uma matriz perlítica (MACEDO, 2007; KRAUSS, 1990).

3.1.2. Ferrita (α)

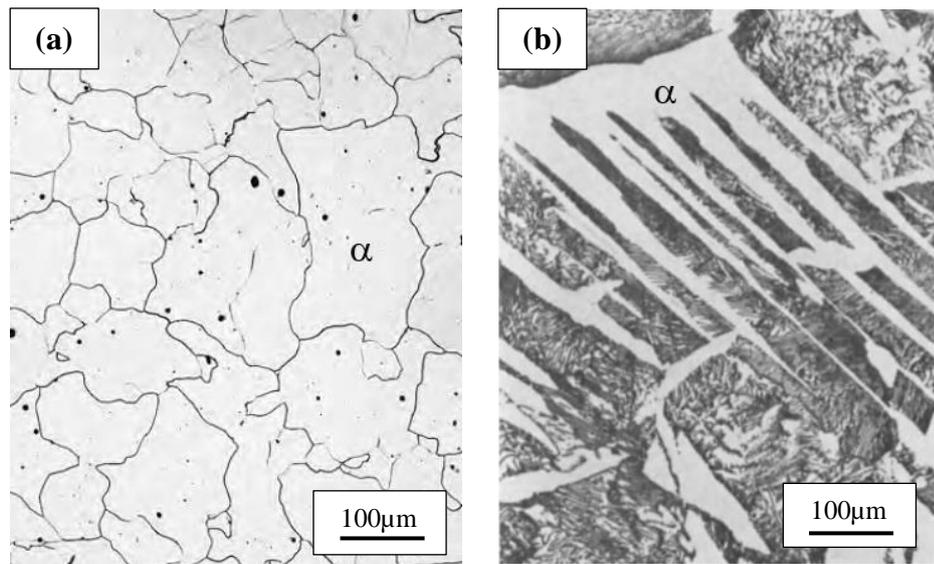
A ferrita ou ferro alfa possui uma estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), além de ter uma baixa solubilidade ao carbono, sendo seu valor máximo de 0,02% em peso a 727°C. É estável em temperatura ambiente, dúctil e ferromagnética (CALLISTER & RETHWICH, 2012). Esse constituinte é formado por difusão pelo resfriamento a partir de uma região austenítica, em aços com baixo percentual de carbono, nucleando-se preferencialmente nos contornos de grãos da austenita. Entretanto, várias morfologias de ferrita podem ser obtidas, dependendo do teor de carbono, do teor de elementos de liga no material e das taxas de resfriamento adotadas (SOARES, 2015; COSTA E SILVA & MEI, 2006).

Krauss e Thompson, juntamente com o Comitê de estruturas bainíticas do Instituto de Ferro e Aço Japonês (ISIJ), realizaram um estudo das diversas morfologias da ferrita e a partir dessa revisão, hoje são reconhecidas cinco nomenclaturas para os produtos ferríticos: poligonal ou equiaxial, quase poligonal, Widmanstätten, bainítica e granular (CARMO, 2017).

A ferrita poligonal ou equiaxial, forma-se normalmente em temperaturas mais elevadas e com taxas de resfriamento mais baixas. Nucleia-se no contorno de grão e cresce preferencialmente entre os grãos equiaxiais. A ferrita quase-poligonal, é formada em aços com porcentagem de carbono muito baixa e consiste de grãos grosseiros com contornos mais irregulares, que são formados em taxas de resfriamento mais bruscas do que a ferrita poligonal. A formação da ferrita de Widmanstätten ocorre em temperaturas mais altas (porém, temperaturas abaixo da formação da ferrita equiaxial) e com elevadas taxas de resfriamento. Sua morfologia consiste em grãos grosseiros e alongados, que se nucleiam preferencialmente em contornos de grãos austeníticos. A ferrita granular, também conhecida como bainita granular, consiste de partículas de austenita retida ou do microconstituinte MA (martensita + austenita retida) com morfologia equiaxial dispersas na matriz ferrítica de grãos mais finos com

alta densidade de discordâncias. Por último, a ferrita bainítica, que pode ser obtida a partir de aços com baixo teor de carbono, submetidos ao resfriamento brusco. É composta por grãos ferríticos alongados e finos, podendo haver a presença de austenita retida ou do constituinte MA (CARMO, 2017; SOARES, 2015). A Figura 6 ilustra e exemplifica as diferenças nas morfologias da ferrita citadas anteriormente, sendo elas a poligonal e a de Widmanstätten.

Figura 6 - Diferentes morfologias da ferrita.



(a) Poligonal

(b) Widmanstätten

Fonte: CALLISTER & RETHWICH (2012); HUME-ROTHERY (1968).

3.1.3. Cementita

A cementita é um carboneto de ferro (Fe_3C), com alto teor de carbono (cerca de 6,7% em massa) com estrutura ortorrômbica, ferromagnética, dura e frágil (DEL SANT, 2010). Essa fase é formada quando o limite de solubilidade da ferrita é excedido em temperaturas abaixo de 727°C (temperatura eutetóide). A cementita não pode ser considerada um composto de equilíbrio, pois ao aquecê-la a temperaturas entre 650°C e 700°C por um tempo relativamente longo, ela irá se transformar em ferrita e grafite, que se conservam após o resfriamento à temperatura ambiente (LAGE, 2015).

Durante o resfriamento lento, a cementita pró-eutetóide em aços hipereutetóides se forma como uma rede fina ao longo das colônias perlíticas. Essa microestrutura também pode ser

encontrada em aços hipoeutetóides e eutetóides na forma de lamelas dentro das colônias de perlita, conforme apresentado na Figura 7. Diferentemente da ferrita, a cementita não consegue ser atacada pela maioria dos reagentes utilizados em análises metalográficas comuns, como o nital. Na microscopia apresentada, a cementita consegue ser visualizada porque o ataque acontece na interface entre a ferrita e a cementita. Como a lamela de cementita é extremamente fina, a resolução do microscópio óptico não permite a visualização separada dos contornos da cementita, fazendo com que a lamela apareça escura na imagem (VORUBI JÚNIOR, 2007).

Figura 7 - Microscopia óptica apresentando uma rede de cementita pró-eutetóide ao longo de colônias de perlita, e as lamelas de cementita dentro das colônias de perlita.



Fonte: VUROBI JÚNIOR (2007)

3.1.4. Perlita

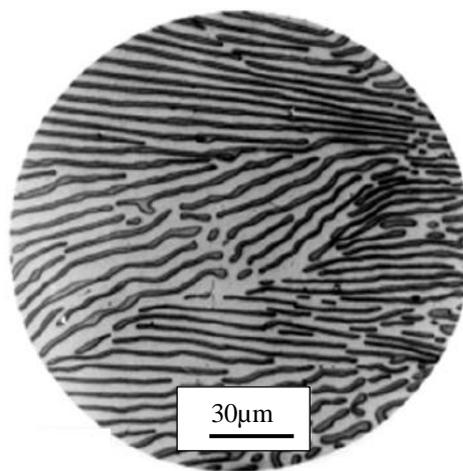
Quando uma peça cuja composição é Fe-0,77C (eutetóide) é levada a temperaturas inferiores a 727°C, a estrutura austenítica (CFC) se torna instável, ocorrendo a reação eutetóide descrita na Equação 1:



A reação eutetóide produz uma microestrutura denominada perlita. A perlita é um constituinte formado pela ferrita (α) e cementita (Fe_3C), que ocorre sob a forma de lamelas alternadas, conforme representado na Figura 8. Esse constituinte é formado por meio do resfriamento lento a partir da temperatura austenítica, promovendo a mudança da rede cristalina

de uma estrutura cúbica de faces centradas (CFC) para uma estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) (DEL SANT, 2010). O espaço interlamelar da perlita é influenciado diretamente pela temperatura da transformação da austenita, sendo que quanto menor a temperatura desse processo, menor será o espaçamento interlamelar e maior será a dureza do material (SILVA, 2007).

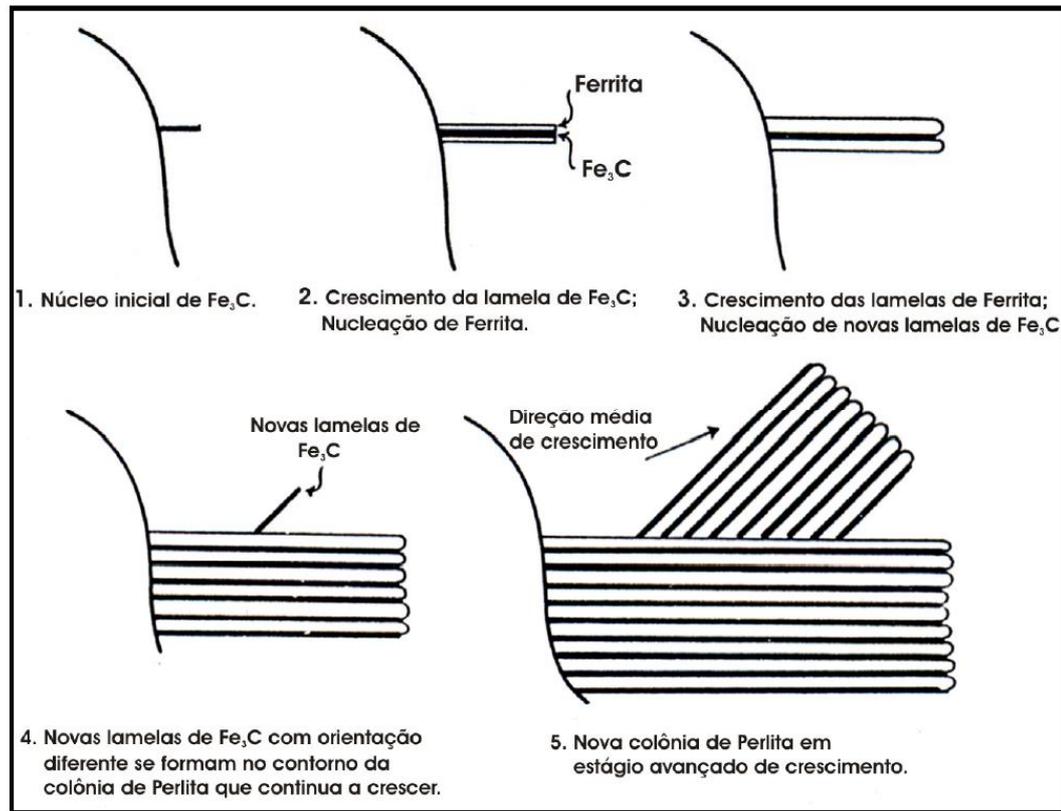
Figura 8 - Estrutura perlítica: a parte escura é representada pela cementita enquanto a parte clara pela ferrita.



Fonte: VUROBI JÚNIOR (2007); BAIN (1939).

A decomposição da austenita em perlita ocorre a partir da nucleação e do crescimento, conforme mostrado na Figura 9. A nucleação da perlita ocorre preferencialmente nos contornos de grão austenítico (nucleação heterogênea). De acordo com o mecanismo de formação da perlita proposto por Mehl e citado por SILVA (2007), a nucleação da perlita inicia-se com uma pequena lamela de cementita, que é formada em um contorno de grão austenítico. À medida em que essa lamela cresce, ela retira átomos de carbono da austenita que a envolve, reduzindo-se assim a concentração de carbono e proporcionando a nucleação da lamela de ferrita. Como a lamela de ferrita tem baixa solubilidade do carbono, o seu crescimento é seguido de um acúmulo de carbono na interface ferrita-austenita, proporcionando a nucleação de outra lamela de cementita. O crescimento dessa lamela de cementita induz a nucleação de outra lamela de ferrita e o processo continua formando-se cada vez mais lamelas alternadas de cementita e ferrita, dando origem às colônias de perlita.

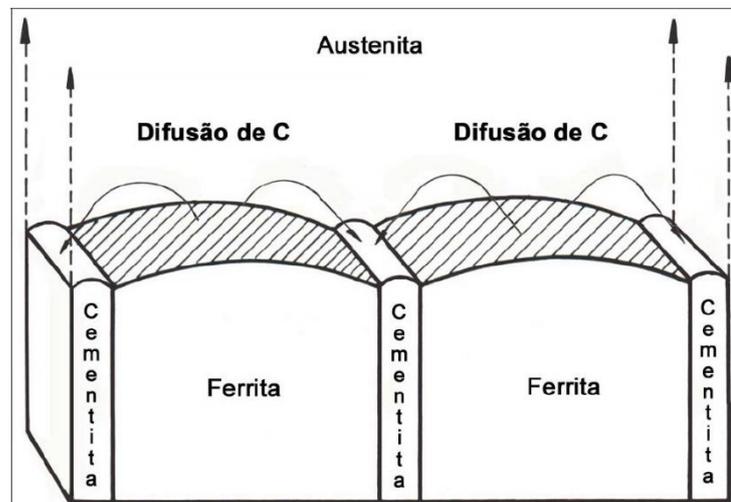
Figura 9 - Mecanismo de formação da perlita proposto por Mehl.



Fonte: VUROBI JÚNIOR (2007)

Apesar do mecanismo de formação da perlita ser amplamente aceito pela comunidade científica, Hillert em 1962, ampliou seus estudos na área e concluiu que a perlita também pode ser formada a partir da cementita ou ferrita. Hillert afirma que as lamelas de cementita e ferrita crescem simultaneamente quando a difusão do carbono da austenita para as extremidades das lamelas de cementita, promove um empobrecimento simultâneo de carbono nas bordas das lamelas de ferrita. O mecanismo proposto por Hillert é ilustrado na Figura 10.

Figura 10 - Mecanismo de formação da perlita proposto por Hillert.



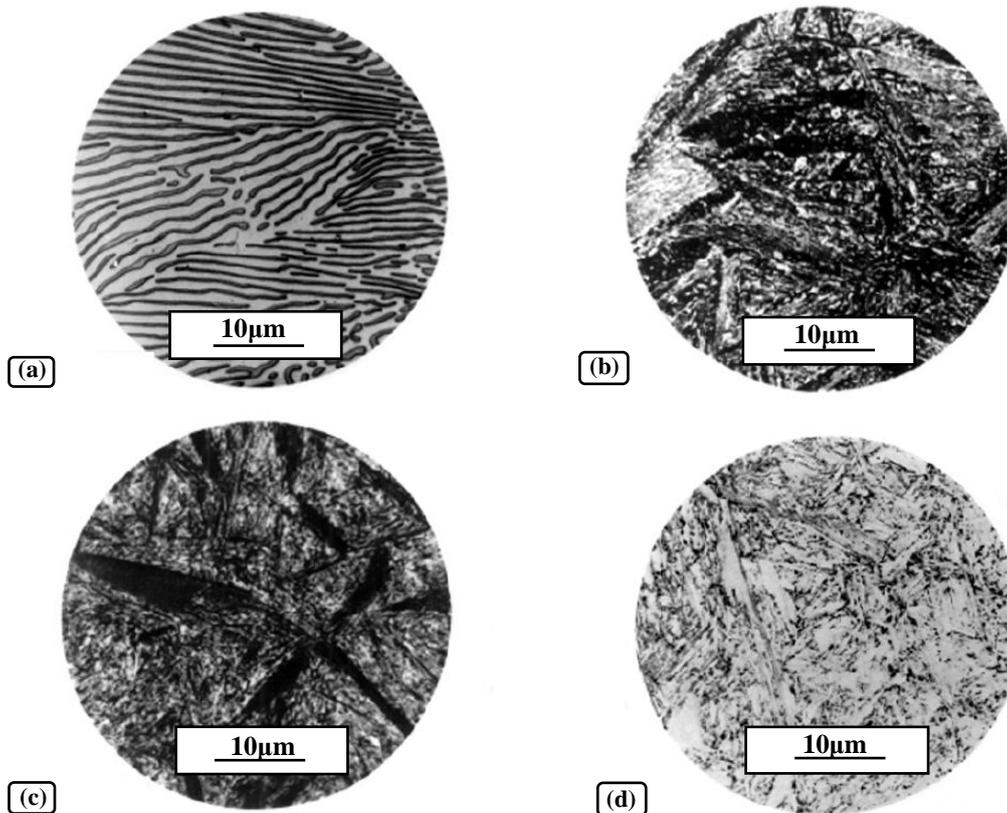
Fonte: VUROBI JÚNIOR (2007); THELNING (1984)

3.1.5. Bainita

Ao estudar a transformação isotérmica da austenita, Davenport e Bain descobriram uma microestrutura nova, que era constituída por um agregado escuro, composto por ferrita acicular e por carbonetos como partículas discretas, diferenciando-se da perlita e da martensita, que eram microestruturas já conhecidas na época e encontradas no mesmo aço (YOOZBASHI *et al.*, 2011; BHADESHIA, 2001). É possível observar essa diferença na Figura 11.

A bainita é obtida em uma ampla faixa de temperatura, entre 250°C e 550°C, na qual a formação de martensita ou perlita não ocorre. Dessa maneira, para que ocorra a formação da bainita, a taxa de resfriamento até a região de transformação bainítica não deve ser lenta o suficiente para que ocorra a formação da perlita e nem brusca, de forma a promover a formação de martensita. Como essa microestrutura se forma em uma faixa de temperatura intermediária, sua morfologia se assemelha bastante à perlita, por ser uma mistura de ferrita e carbonetos dependentes da difusão, e a martensita, por se apresentar na forma de ripas, através de um mecanismo de cisalhamento (CRUZ JUNIOR, 2011). As características da transformação bainítica sugerem um mecanismo difusional para altas temperaturas e um mecanismo displacivo para as baixas temperaturas (ANAZAWA, 2007).

Figura 11 - Comparação das microestruturas perlita, bainita e martensita em um aço eutetóide.

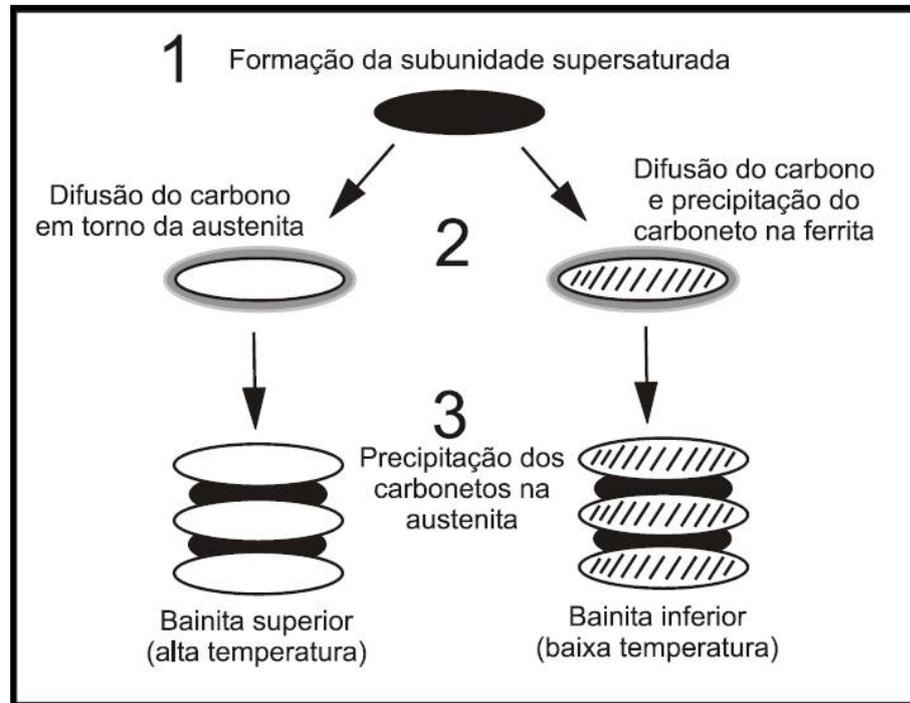


- (a) Perlita formada a 720°C
- (b) Bainita formada a 290°C
- (c) Bainita formada a 180°C
- (d) Martensita formada a partir de uma têmpera

Fonte: VUROBI JÚNIOR (2007); BAIN (1939)

Em tratamentos isotérmicos, a bainita é distinguida em superior ou inferior, dependendo de como os carbonetos estão distribuídos (BRAMFITT & SPEER, 1990). A superior é formada entre 350°C e 550°C. Já a bainita inferior é formada entre 250°C e 350°C (DEL SANT, 2010). A Figura 12 apresenta um esquema de formação da bainita superior e inferior.

Figura 12 - Formação da bainita superior e inferior.



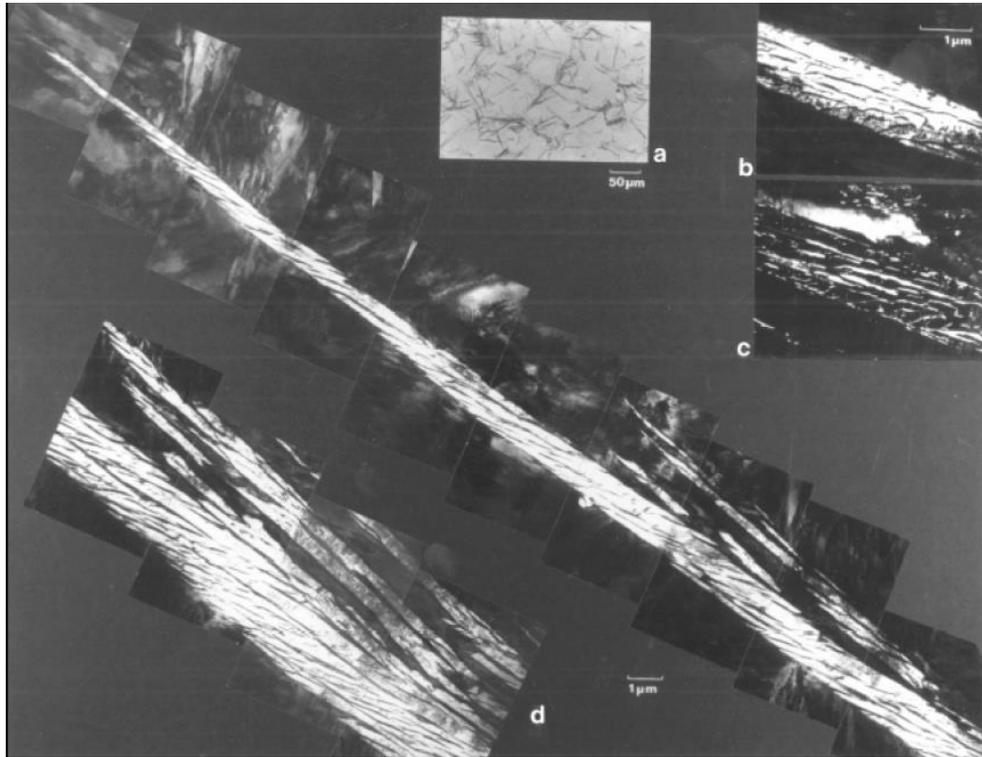
Fonte: ANAZAWA (2007); GODET (2003).

A microestrutura da bainita superior (Figura 13) é formada por ripas paralelas de ferrita, intercaladas por formações alongadas de cementita em seu contorno. A ferrita e a cementita tem a nucleação independente e o que controla o crescimento da bainita superior é a difusão do carbono na austenita. Apesar de independentes, o crescimento da ferrita e da cementita são cooperativos, ou seja, a ferrita expulsa o carbono, que é então absorvido pela cementita. A formação da bainita superior acontece em dois estágios: o primeiro, em que a solubilidade de carbono é baixa, há a nucleação da ferrita ao longo dos contornos de grãos austeníticos. No segundo, o crescimento das ripas de ferrita enriquece a austenita remanescente com carbono. Esse enriquecimento é acompanhado por uma mudança na forma da região transformada, que pode ser descrita como um plano invariante de deformação com um grande componente de cisalhamento, semelhante à uma transformação martensítica. (ANAZAWA, 2007).

A bainita inferior, por sua vez, possui a microestrutura na forma de agulhas que se nucleiam no interior e no contorno de grão austenítico. Essas agulhas são formadas por ferrita com carbonetos em seu interior (DEL SANT, 2010). Geralmente, a bainita inferior possui uma resistência mecânica, tenacidade e ductilidade melhor em comparação com a bainita superior. Essa melhora na resistência mecânica e tenacidade está relacionada à distribuição das partículas de carbonetos, além do decréscimo da temperatura de formação da bainita, que são menores e

o produto da sua transformação apresenta uma microestrutura mais acicular, se assimilando à morfologia da martensita revenida (AGLAN *et al.*, 2004; NOGUEIRA 2013).

Figura 13 - Micrografia de um feixe de bainita superior.



- (a) Micrografia óptica;
- (b) e (c) Micrografia de transmissão apresentando a austenita retida;
- (d) Montagem do feixe de bainita superior (micrografia de transmissão).

Fonte: BHADESHIA (2001)

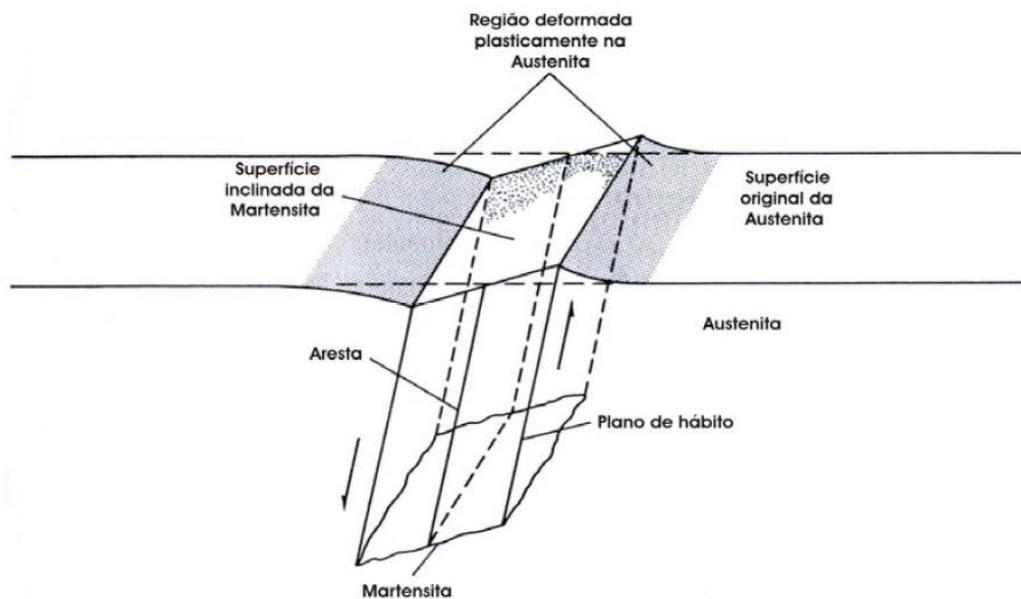
3.1.6. Martensita

A martensita é uma solução sólida supersaturada de carbono em ferro tetragonal, que é uma forma distorcida do ferro cúbico de corpo centrado (COSTA E SILVA & MEI, 2006). É uma fase extremamente dura e resistente, formada a partir de dois processos: resfriamento brusco do aço a partir do campo austenítico até a temperatura ambiente e através de esforços mecânicos sobre o material, sendo que nesse último caso, a austenita deve estar presente na estrutura para que ocorra a sua transformação em martensita (DEL SANT, 2010).

A transformação martensítica diferentemente da maioria das transformações austeníticas, é realizada sem o mecanismo de difusão, ocorrendo a movimentação dos átomos por meio de cisalhamento (COSTA E SILVA & MEI, 2006). É uma transformação extremamente rápida e provoca o aumento considerável de resistência mecânica, acompanhada de um aumento de volume (DEL SANT, 2010).

Como a transformação martensítica não é difusional, ela não depende do tempo em que o aço permanece em uma determinada faixa de temperatura. Se a temperatura da transformação for reduzida dentro dos limites de M_s e M_f , (temperatura inicial e final da transformação martensítica) ocorrerá mais nucleações de martensita na estrutura. Para que ocorra a nucleação de martensita sem que se produza fases difusionais na estrutura, o resfriamento do material deve ser mais o mais brusco possível, caracterizando uma transformação atérmica, ou seja, não ativada termicamente (DEL SANT, 2010). Na Figura 14 é apresentada a crescente transformação martensítica mediante o resfriamento contínuo, proporcional ao abaixamento da temperatura.

Figura 14 - Transformação martensítica.



Fonte: VUROBI JÚNIOR (2007).

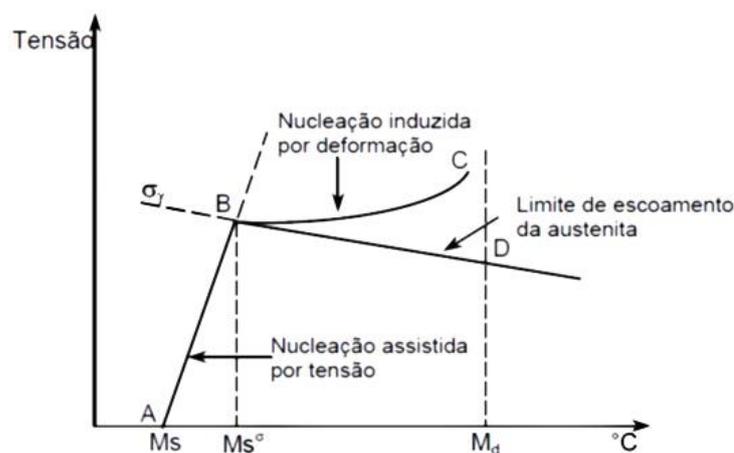
Em alguns tratamentos térmico, a transformação da austenita não é completa, o que é desejável para procedimentos em que se deseja estabilizar a austenita em temperaturas ambientes. Dessa maneira, essa austenita retida pode se transformar em martensita não só por

um resfriamento brusco, mas também por meio de solicitações mecânicas, tornando-se viável a aplicação do efeito TRIP (DEL SANT, 2010; ZAEFFERER et al, 2004).

A força motriz necessária para uma transformação martensítica é o resfriamento brusco, ou seja, a transformação que ocorre abaixo de uma temperatura (M_s), suficientemente baixa. Contudo, é possível que a martensita seja formada em temperaturas superiores, se o material for submetido à uma solicitação externa, a qual irá contrabalancear a insuficiência da força motriz. Quanto mais alta a temperatura, maior será o esforço externo necessário para que ocorra a transformação martensítica. Além do mais, a partir da solicitação de tensões sobre o material, ocorre o aumento da concentração de imperfeições cristalinas na austenita e na quantidade de discordâncias, promovendo assim o aumento do número de sítios para a transformação martensítica (CHATTERJEE, 2006; FERRER, 2003).

Na aplicação de esforços externos, inicialmente há a nucleação da martensita assistida por tensão nos mesmos sítios de nucleação da martensita formada no tratamento térmico. Esse comportamento ocorre entre os pontos A e B, como demonstrado na Figura 15, em que B é o ponto onde a tensão requerida para o início da transformação martensítica é igual ao limite de escoamento da austenita. A partir desse ponto, a nucleação da martensita é induzida por deformação plástica e, diferente da nucleação assistida por tensão, ela depende do surgimento de novos sítios para a sua ocorrência. Ao alcançar a temperatura M_d , ocorre a estabilização da austenita, finalizando assim a transformação martensítica (CHATTERJEE, 2006; FERRER, 2003).

Figura 15 - Representação gráfica entre a tensão fornecida em função da temperatura durante a transformação martensítica por solicitação mecânica.



Fonte: FERRER (2003).

3.2. AÇOS TRIP

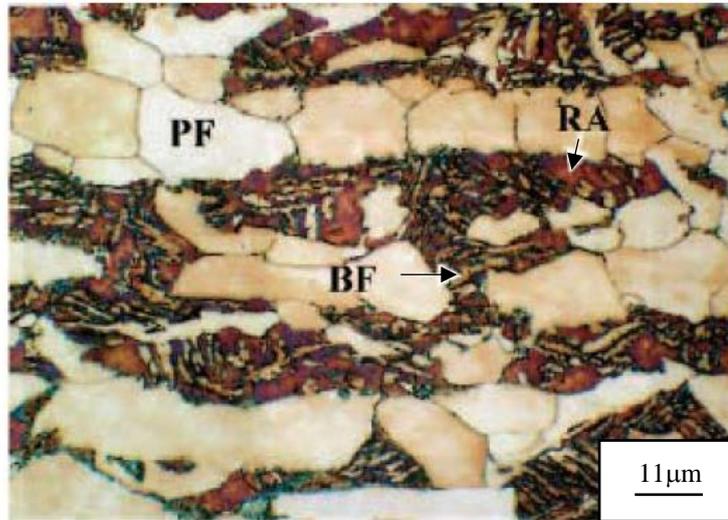
3.2.1. Aços com transformação induzida por deformação (efeito TRIP)

Os aços com efeito TRIP (Transformation Induced Plasticity) estão inseridos na família de Aços Avançados de Alta Resistência (AHSS), que oferecem alta resistência mecânica aliada a uma elevada ductilidade. Essas características se destacam na indústria automobilística pois a produção de componentes estruturais resistentes possibilita a redução do peso dos veículos, que é altamente desejável pois reduz-se o consumo de combustível e como consequência, diminui-se a emissão de gases que contribuem com o efeito estufa.

De acordo ZACKAY *et al.* (1967), a elevada resistência mecânica presente nos aços TRIP é resultante da transformação da austenita retida em martensita, induzida pela deformação plástica do material na temperatura ambiente. Essa transformação estabelece um mecanismo de endurecimento do material por deformação, prevenindo a ocorrência de deformações localizadas, aumentando-se o alongamento uniforme e a taxa de encruamento, o que resulta em uma maior absorção de energia (MARGREITER MARTINS, 2015). Esse efeito é benéfico para as propriedades mecânicas dos aços, pois propicia melhorias da capacidade de trabalho a frio, ductilidade e tenacidade. Para esses aços, a austenita é o constituinte mais importante da sua microestrutura e um dos maiores desafios da fabricação desse material, é a estabilização eficiente de austenita em temperatura ambiente, após a etapa de recozimento (ZORZI, 2014).

Os aços TRIP podem ser completamente austeníticos ou multifásicos, consistindo em quatro fases primárias: ferrita, bainita, austenita retida e em algumas ocasiões, martensita. Na Figura 16 é apresentada a microestrutura de um aço TRIP multifásico, composta por ferrita poligonal, bainita e austenita retida. Contudo, a forma de classificação dos aços TRIP depende dos tratamentos térmicos aplicados e dos elementos de liga acrescentados, que possuem uma forte influência no modo em que a austenita se transforma (NOGUEIRA, 2013).

Figura 16 - Microestrutura de um aço TRIP (0,21%C-1,55%Mn-1,55%Si).



(PF) Ferrita poligonal

(BF) Bainita

(RA) Austenita retida

Fonte: MAZZAFERRO (2008).

Apesar dos elementos de liga serem fundamentais para esse aço, ele apresenta um teor relativamente baixo desses elementos (cerca de 3,5% em massa). Diversas composições químicas vêm sendo testadas para o desenvolvimento de aços TRIP, de modo a ajustar sua microestrutura e obter combinações de propriedades mecânicas adequadas. (ZORZI, 2014). Na Tabela 1 é apresentada a composição química típica de um aço TRIP com baixo teor de elementos de liga.

Tabela 1 - Composição química típica de aços TRIP de baixa liga (% em massa).

	C	Mn	Si	Al	P	Nb	V
Mn-Si	0,20	1,5	1,5	-	-	-	-
Mn-Al	0,20	1,5	0,1	1,8	-	-	-
Mn-P	0,15	2,0	-	-	0,03	-	-
Mn-Si-Al	0,30	1,5	0,3	1,2	-	-	-
Mn-Si-P	0,15	1,5	0,6	-	0,01	-	-
Mn-Si-Nb	0,20	1,5	1,5	-	-	0,04	-
Mn-Si-V	0,15	1,5	0,6	-	-	-	0,06

Fonte: ZORZI (2014).

3.2.2. Estabilização da austenita retida e efeito dos elementos de liga

A austenita retida é o componente mais importante e decisivo para se obter o efeito TRIP, pois ele se origina a partir da transformação induzida por deformação da austenita metaestável em martensita. Essa transformação resulta em uma alta razão de deformação e endurecimento, o que retarda o início do empescoamento do material e por consequência, resulta em uma alta alongação total e uniforme do aço. Desse modo, para otimizar o aumento de ductilidade nesses aços, é preciso aumentar a quantidade de austenita retida (NOGUEIRA, 2013).

A manutenção da austenita retida em uma microestrutura multifásica é assegurada por um tratamento térmico que se inicia em uma temperatura na qual essa fase ainda é estável, seguido de um resfriamento rápido até uma temperatura favorável para a formação bainítica. Ao ser mantida nessa faixa de temperatura por um determinado intervalo de tempo, segue-se um novo resfriamento brusco até a temperatura ambiente. Durante esse processo, enquanto a ferrita e a bainita se formam, o carbono segredado dessas fases se acumula na austenita, aumentando-se assim a sua estabilidade. Além de estabilizar a austenita retida na temperatura ambiente, esse procedimento condiciona a transformação martensítica apenas no processo de deformação mecânica (DEL SANT, 2010; GAJDA, 2007; BAIK et al, 2001).

A austenita retida é garantida não apenas por meio do tratamento acima descrito. Outros fatores são importantes para a sua estabilização, como o tamanho de grão, a presença de elementos de liga (carbono, manganês e silício) assim como a influência das fases vizinhas. Com relação ao tamanho de grão, verifica-se que a estabilização da austenita é mais favorável a partir da austenita inicial com tamanho de grão menor, pois o aumento da área entre os contornos de grão austeníticos reduz a concentração de impurezas que são capazes de prejudicar a coesão entre os grãos (BRANDT & OLSON, 1992).

As fases vizinhas à austenita também influenciam na sua estabilidade, pois a pressão hidrostática e discordâncias cristalográficas entre as fases adjacentes podem afetar a cinética de formação da microestrutura. Desse modo, uma austenita localizada entre camadas de ferrita bainítica é mais estável se comparada à uma austenita localizada entre camadas de ferrita poligonal, pois há uma concentração maior de carbono durante a formação da bainita e a pressão hidrostática exercida por esse constituinte impede a decomposição prematura da austenita em martensita (DEL SANT, 2010).

Os elementos de liga têm uma grande influência na cinética das transformações de fases. A escolha do elemento utilizado, bem como seu teor pode promover uma variação na

capacidade de formação da martensita, pois alguns elementos tem uma eficiência maior em estabilizar a austenita e conseqüentemente, inibir a transformação martensítica. O aço enriquecido também pode ter sua resistência mecânica aumentada por meio do endurecimento por solução sólida com a adição de elementos como silício, carbono e manganês (SANTOS, 2018).

Ao adicionar carbono na quantidade necessária para o enriquecimento da austenita, durante o recozimento contínuo, garante-se que a temperatura de transformação dessa fase em martensita (M_s) seja em torno de 15°C até 25°C, ou seja, abaixo da temperatura ambiente. Entretanto, a porcentagem desse elemento não deve ultrapassar os 0,25% em massa, pois elevadas concentrações de carbono podem provocar problemas durante a soldagem desse material (CHANG & BHADSHIA, 1994; DEL SANT, 2010; ZORZI, 2014). De acordo com Sakuma *et al.* (1991), ajustando-se o teor de carbono na liga, é possível controlar o nível de deformação do material em que a fase austenítica começará a se transformar em martensita. Com baixos teores de carbono, a austenita transforma-se em martensita imediatamente, após a deformação, aumentando a taxa de endurecimento e com formabilidade do material. Já com teores mais altos de carbono, a austenita se torna mais estável e a transformação martensítica só começa a acontecer com níveis de deformações maiores.

A presença de manganês como elemento de liga, promove a redução da temperatura responsável por indicar o início da transformação martensítica e aumenta a solubilidade de carbono na austenita, garantindo seu enriquecimento. O manganês substitui o ferro na formação de precipitados, gerando uma austenita rica em manganês, que necessita de menor teor de carbono para se estabilizarem em temperatura ambiente. Durante o resfriamento, esse elemento de liga também inibe a formação de ferrita pois ele promove a redução da temperatura de início de transformação ferrítica (KANTOVISCKI, 2005).

Na produção dos aços TRIP, é bastante usual adicionar uma quantidade relativamente mais alta do que o usual de silício, para garantir que a precipitação da cementita não ocorra durante o crescimento da bainita superior. A inibição e conseqüentemente ausência da cementita, garante ao material níveis maiores de ductilidade e força para que o carbono possa enriquecer preferencialmente a austenita (ANAZAWA, 2007).

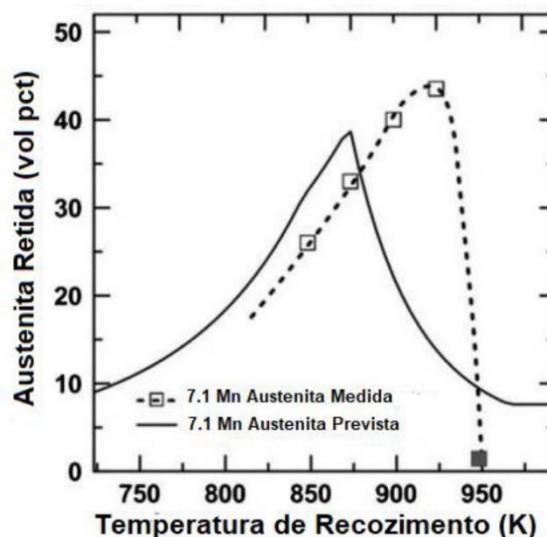
3.2.3. Tratamentos térmicos em aços TRIP

3.2.3.1. Recozimento Intercrítico

O tratamento térmico mais utilizado nos aços TRIP é o recozimento intercrítico, que consiste no aquecimento do aço entre a temperatura de início do intervalo de transformação da ferrita em austenita (A_{c1}) e a temperatura mínima de austenitização (A_{c3}).

Expor o material durante um grande período de tempo nessa faixa de temperaturas, promove o particionamento significativo do elemento de liga manganês entre a ferrita e a austenita, melhorando a estabilidade da fase austenítica, fator primordial para se obter o efeito TRIP (SANTOS, 2018). De acordo com Lee e Han (2014), em aços TRIP com médio teor de manganês, a fração volumétrica de austenita retida no material está intimamente relacionada com a temperatura de recozimento intercrítico, sendo que essas se tornam maiores com o aumento da temperatura do processo, atingindo um valor máximo e, reduzindo-se posteriormente, conforme apresentado na Figura 17. O tamanho médio dos grãos de austenita retida também se torna maior com o aumento da temperatura do recozimento intercrítico, o que pode indicar que a sua estabilidade mecânica reduz, já que o refinamento dos grãos melhora a estabilidade mecânica (SANTOS, 2018).

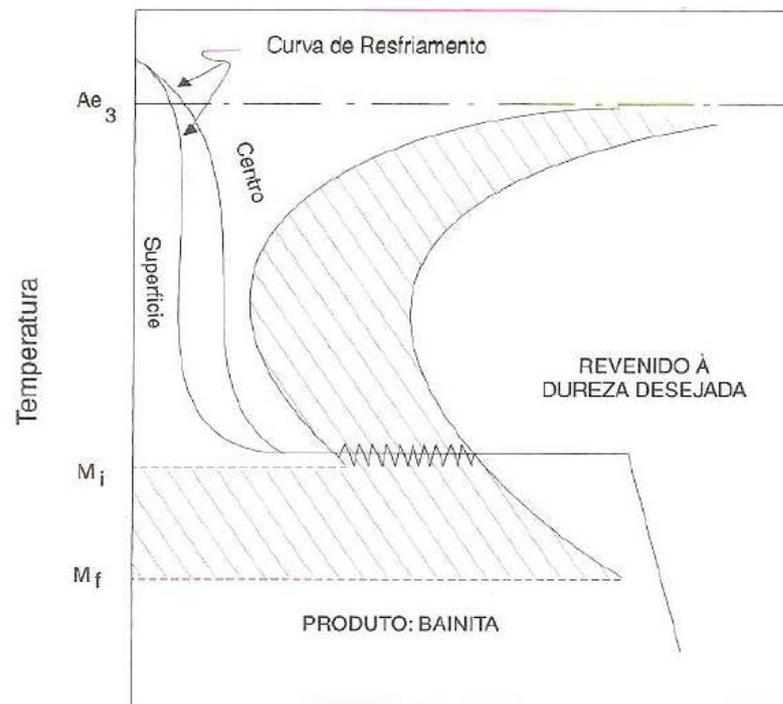
Figura 17 - Fração volumétrica da austenita retida em função da temperatura de recozimento intercrítico.



Fonte: SANTOS (2018); LEE & HAN (2014).

austenita retida formada e conseqüentemente para a manipulação das propriedades mecânicas do material (COSTA E NASCIMENTO, 2007). Na Figura 19 é apresentado o diagrama de transformação para a austêmpera.

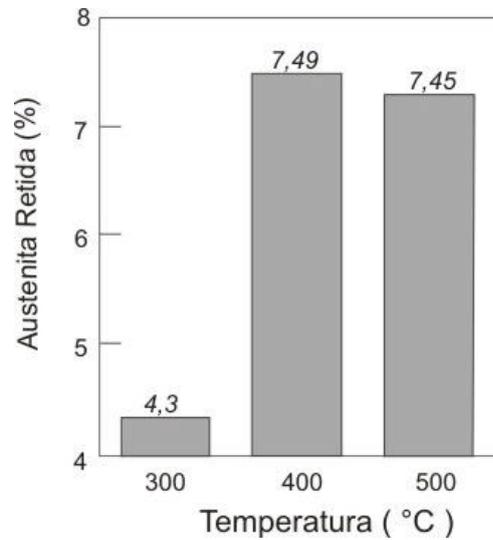
Figura 19 - Diagrama de transformação para a austêmpera.



Fonte: CHIAVERINI (2008).

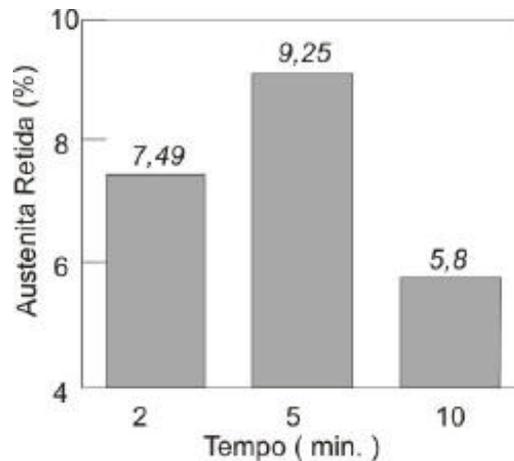
A austêmpera também é um tratamento térmico importante para a produção de aços com efeito TRIP. Esses aços consistem em uma microestrutura formada por austenita, ferrita, bainita e eventualmente martensita e para a obtenção dessas diferentes fases, é necessário a utilização de rotas térmicas envolvendo um recozimento intercrítico seguido por austêmpera. O objetivo principal desses tratamentos é obter a estabilização da austenita em temperatura ambiente e isso acontece principalmente por meio de mecanismos de enriquecimento dessa fase com carbono durante o tratamento térmico (ABBASI & RAINFORTH, 2016). Os trabalhos de Matsumura *et al.* (1987) e Hanzaki *et al.* (1995), citado por Costa Nascimento (2007), mostraram que uma quantidade maior de austenita retida, essencial para o efeito TRIP, é obtida quando a temperatura de tratamento bainítico for de 400°C e o tempo de encharque for 5 minutos, conforme apresentado na Figura 20 e na Figura 21.

Figura 20 - Fração de austenita retida com a temperatura de formação bainítica.



Fonte: COSTA NASCIMENTO (2007).

Figura 21 - Fração de austenita retida com o tempo de encharque na temperatura de 400°C.



Fonte: COSTA NASCIMENTO (2007).

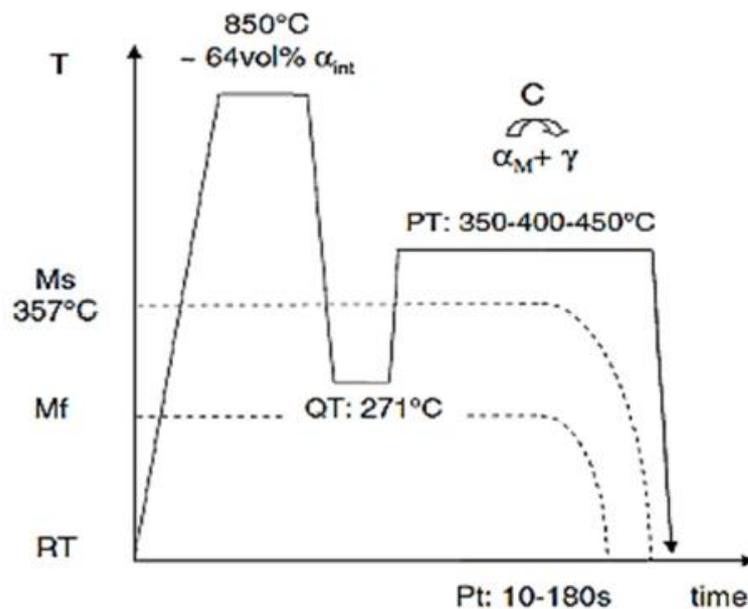
3.2.3.3. Têmpera e Partição

O tratamento térmico de têmpera e partição tem como objetivo o aprimoramento das propriedades mecânicas de aços multifásicos com teores significativos de austenita retida, como no caso dos aços TRIP (MARTINS, 2007). Essa nova rota térmica envolve a transformação parcial da fase austenita em martensita, a partir do resfriamento brusco até uma temperatura de

têmpera (entre M_s e M_f), seguido do tratamento de partição térmica, que promove o transporte do carbono da martensita supersaturada para a austenita não transformada, estabilizando-a em temperatura ambiente (SILVA, 2013).

A Figura 22 apresenta o ciclo esquemático do tratamento térmico de têmpera e partição. Ao analisar esse ciclo, pode-se observar que inicialmente ocorre a austenitização do material, para que posteriormente seja realizado uma têmpera parcial, promovendo a formação de martensita. Em seguida, o processo de partição é iniciado, com uma temperatura maior a M_s . Nesse estágio, o carbono presente na martensita se difunde na austenita (MARGREITER MARTINS, 2015).

Figura 22 - Ciclo térmico de têmpera e partição.



Fonte: SILVA (2013).

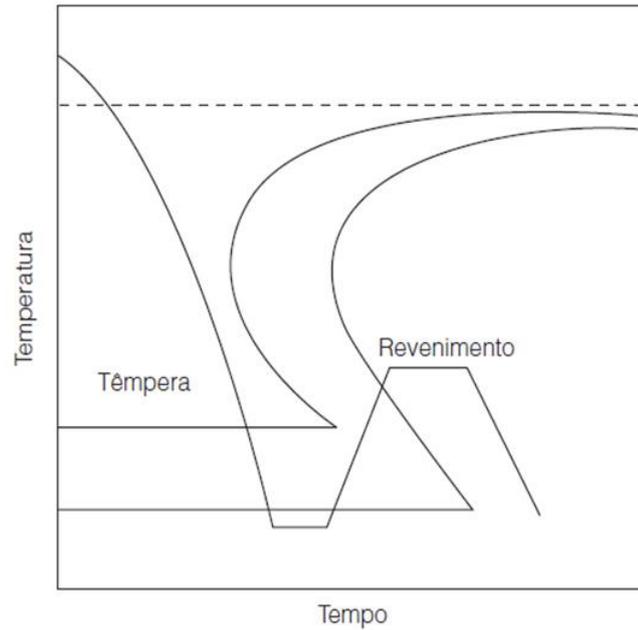
A utilização de aços com microestrutura martensítica contendo quantidade considerável de austenita enriquecida com carbono é uma nova maneira de obtenção de aços com elevada tenacidade. O conceito utilizado na têmpera e partição abrange a obtenção de microestruturas martensíticas aciculares protegidas dos efeitos de fragilização causados pelo alto teor de carbono, que é particionado para a austenita remanescente. Esse novo tratamento térmico favorece a obtenção de aços com elevada resistência, promovida pelas estruturas martensíticas, aliadas à elevada ductilidade obtida pela austenita retida.

3.2.3.4. Têmpera e Revenimento

A têmpera é um tratamento térmico que consiste no resfriamento brusco e rápido do aço a partir de uma temperatura superior à sua temperatura crítica, com o objetivo de se obter uma estrutura martensítica que proporciona ao material um elevado limite de resistência à tração e elevada dureza. Esse resfriamento brusco pode ser realizado em água, salmoura, óleo e até mesmo no ar (CHIAVERINI, 2008).

A têmpera ocorre em três estágios em meio líquido, como por exemplo, na água. No primeiro estágio, há a formação de um filme de vapor sobre o material, que deve ser rompido, portanto esse estágio não deve ser longo. Para promover o rompimento mais rápido desse filme, pode-se agitar a peça ou dissolver uma quantidade pequena de sal na água. No segundo estágio, há a formação de bolhas de vapor sobre o aço, que devem se desprender rapidamente, pois podem prejudicar o resfriamento brusco do material, gerando pontos onde esse resfriamento é mais lento, portanto, agitação é fundamental nesse estágio. No último estágio, há o resfriamento por convecção e condução (COSTA E SILVA & MEI, 2006).

Como a martensita formada na têmpera é extremamente dura e frágil, devido ao alto tensionamento interno, isso resulta em grandes malefícios para a peça final pois ela está mais sujeita ao aparecimento de trincas e outros defeitos, além da baixa tenacidade, o que inviabiliza a utilização desse material. Para reverter esse quadro, utiliza-se o tratamento térmico de revenimento, que consiste no aquecimento uniforme do material até uma temperatura abaixo da temperatura de austenitização, mantendo o material nessa temperatura até que se obtenha as propriedades mecânicas desejadas. O revenimento possibilita a obtenção de uma martensita revenida, que permite ao material uma elevada resistência mecânica unida a uma maior tenacidade (COSTA E SILVA & MEI, 2006). A Figura 23 mostra o ciclo térmico de têmpera e de revenimento.

Figura 23 - Ciclo térmico de têmpera e de revenimento.

Fonte: COSTA E SILVA & MEI (2006).

O revenimento proporciona ao material um alívio das tensões internas provenientes da têmpera e promove mudanças estruturais como a transformação de austenita retida em ferrita e cementita, redução do teor de carbono na martensita, troca de carbonetos de transição e martensita de baixo carbono por cementita e ferrita. Essas alterações estruturais reduzem a fragilidade proveniente da estrutura martensítica (MACEDO, 2007).

4. MATERIAIS E MÉTODOS

O material analisado foi uma chapa de aço galvanizada, TRIP 800 com espessura de 1,5mm, que foi submetido a um tratamento térmico inicial de normalização, com o objetivo de se apagar os efeitos térmicos e mecânicos anteriores. Além disso, foram realizadas análises de microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura (MEV), difração de raios X (DRX) e de dureza Vickers.

4.1. MATERIAIS

A composição química do aço analisado é apresentada na Tabela 2. Após a análise da composição química, as chapas foram submetidas a um tratamento térmico, que será descrito no item 4.2 e posteriormente foram cortadas nas dimensões de 10mm x 10mm. O corte foi realizado na cortadora metalográfica de modelo COR 80/2 e marca Arotec, conforme apresentado na Figura 24.

Tabela 2 - Composição química (% em peso) do aço no estado inicial.

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: Próprio autor.

Figura 24 - Cortadora metalográfica.



Fonte: Próprio autor

4.2. TRATAMENTOS TÉRMICOS

A definição das rotas térmicas, as temperaturas inicial e final do campo intercrítico (Ac1 e Ac3) do diagrama metaestável Fe-Fe₃C e as temperaturas de início de transformação martensítica e transformação bainítica foram obtidas por meio simulações termodinâmicas com o auxílio dos softwares ThermoCalc e MUCG83, temperaturas estas indicadas na Tabela 3.

Tabela 3 - Temperaturas Ac1, Ac3, transformação martensítica e bainítica do aço analisado.

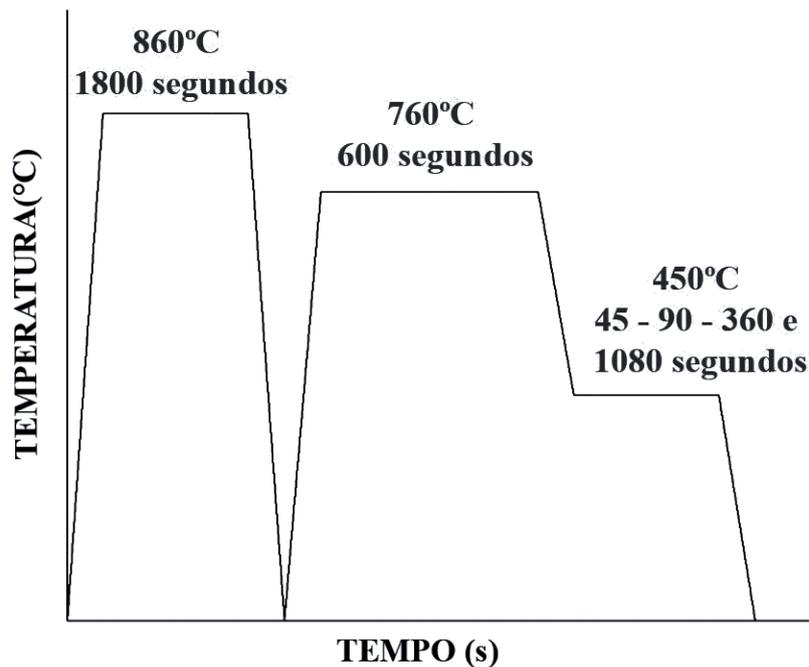
AÇO TRIP	Ac1 (°C)	Ac2 (°C)	T. Martensítica	T. Bainítica
Fe-0,23C-1,71Mn-1,59Si	712	835	387	537

Fonte: Próprio autor.

Inicialmente, as chapas foram submetidas a uma etapa de normalização, com aquecimento de 860°C durante 30 minutos e resfriamento ao ar, com o objetivo de se apagar os efeitos térmicos ou mecânicos anteriores. Posteriormente, as chapas foram submetidas ao tratamento térmico de recozimento intercrítico, seguido de austêmpera. A temperatura do recozimento escolhida foi de 760°C, por 600 segundos (10 minutos) para todas as amostras. Em sequência foi feito um resfriamento brusco até 450°C, que pode ser considerada uma

temperatura de transformação bainítica (austêmpera), com diferentes tempos de encharque: 45, 90, 360 e 1080 segundos. O ciclo térmico é apresentado na Figura 25.

Figura 25 - Ciclo de tratamentos térmicos.



Fonte: Próprio autor.

4.3. CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

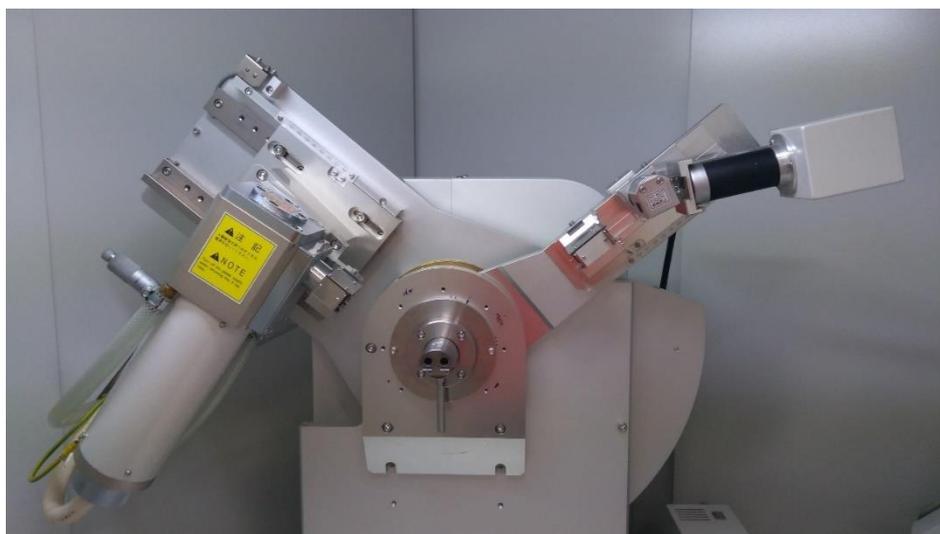
A caracterização microestrutural das amostras foi realizada por meio de microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura (MEV) e difração de raios X (DRX), com o intuito de avaliar os efeitos do ciclo térmico realizado na microestrutura do aço TRIP analisado.

Para a preparação das amostras, foi realizada uma decapagem em banho de ácido clorídrico por 2 horas, para remover a camada galvanizada e óxidos presentes na superfície resultantes dos tratamentos térmicos, além de evitar que ocorresse a transformação martensítica induzida por deformação durante o lixamento.

Das amostras preparadas, parte delas foram separadas para as análises de difração de raios X (DRX) e a outra, para a microscopia óptica. A análise de DRX foi realizada em um

difratômetro da marca Shimadzu, modelo 7000, radiação $\text{CuK}\alpha$, tensão de 40kV, corrente de 30mA e o ângulo de varredura variando de 30° a 120° , com passo igual a $0,02\text{s}^{-1}$. A Figura 26 apresenta o interior do Difratômetro de Raios X utilizado para analisar as amostras.

Figura 26 - Interior do Difratômetro de Raios X.



Fonte: Próprio autor.

Para a microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV), os corpos de prova foram submetidos à preparação metalográfica. As amostras foram embutidas a frio, empregando-se acrílico autopolimerizável, para depois serem lixadas e posteriormente polidas. No lixamento, foram utilizadas apenas lixas de granulometria #600 e no polimento, realizado em politrizes da marca Arotec, utilizou-se como abrasivo pastas de diamante nas granulometrias de $9\mu\text{m}$, $3\mu\text{m}$ e $1\mu\text{m}$. Por último, o material foi atacado com dois tipos de reagentes: Nital 3% e Bandoh, por imersão. As imagens da microestrutura foram capturas utilizando um microscópio óptico da marca FORTEL e modelo IM 713, conforme apresentado na Figura 27. Nessa etapa conduziu-se uma análise qualitativa da presença dos constituintes e uma análise semiquantitativa da proporção desses para cada condição por meio da técnica de contagem por pontos, de acordo com a norma ASTM E562, utilizando as imagens obtidas por MO a partir do ataque com reagente químico Bandoh e uma rede com 140 pontos. Para isso, foram empregadas 15 imagens de cada condição. O microscópio eletrônico de varredura utilizado para a análise das amostras foi o FEG- Quanta 200 FEI.

Figura 27 - Microscópio óptico utilizado na captura das imagens.

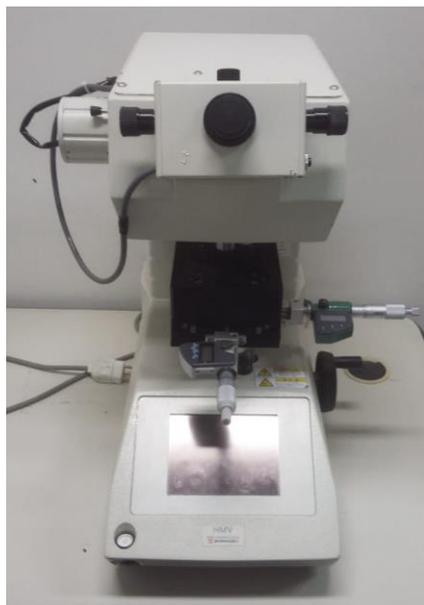


Fonte: Próprio autor.

4.4. ENSAIO DE DUREZA

O ensaio de dureza foi realizado por meio de um microdurômetro Vickers da marca Shimadzu e modelo HMV-2T, conforme apresentado na Figura 28.

Figura 28 - Microdurômetro.



Fonte: Próprio autor.

As medições foram realizadas utilizando uma carga de 1kgf no penetrador tipo Vickers (9,807 N -HV1), com um tempo de endentação de 15 segundos. Foram feitas 20 impressões em cada amostra e, posteriormente, foram medidos os valores de média e desvio padrão.

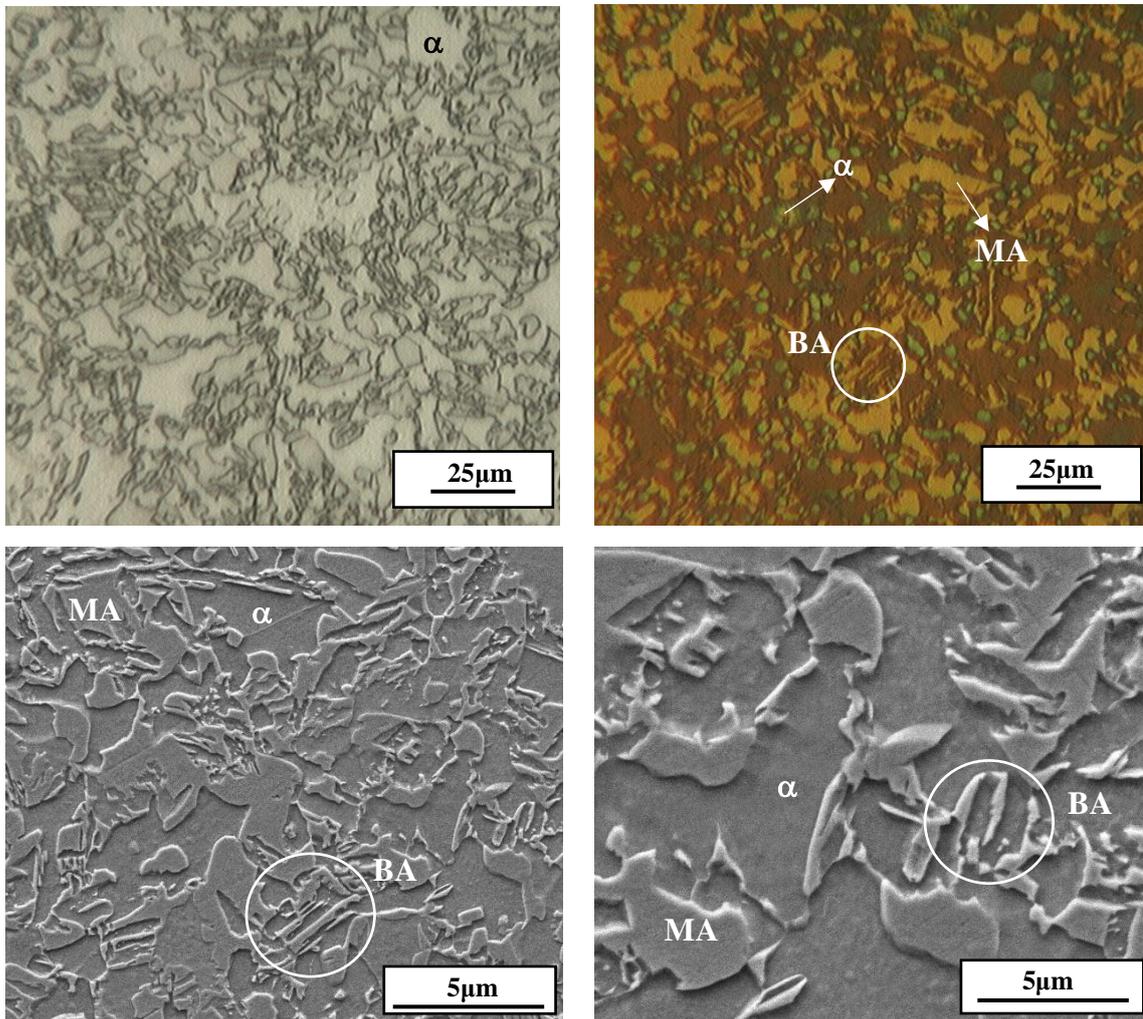
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1. CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

A partir das análises por microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura, foram geradas imagens da microestrutura do aço TRIP analisado. As imagens estão dispostas da Figura 29 a Figura 32. Conforme escrito anteriormente, foi realizada uma análise semiquantitativa da proporção dos constituintes para cada condição, que pode ser observada na Figura 33.

Ao analisar as micrografias, é possível identificar a presença de ferrita, bainita e o constituinte MA (austenita retida + martensita) nas quatro condições estudadas. Para as imagens obtidas após o ataque químico com reagente Bandoh, as regiões de cor marrom são identificadas como bainita (BA), azuladas como ferrita (α) e amarelas como constituinte MA. Nesse caso, em adição à coloração, a morfologia dos constituintes foi observada, em especial a ferrita que também pode ser identificada em coloração marrom. Para as imagens obtidas após ataque com o reagente Nital 3%, é possível visualizar apenas duas regiões, uma clara e uma escura. As regiões claras são identificadas como ferrita (α) e as escuras, os demais constituintes. Nas imagens de análise por microscopia eletrônica de varredura (MEV), é possível identificar as ripas de bainita, ferrita e o constituinte MA.

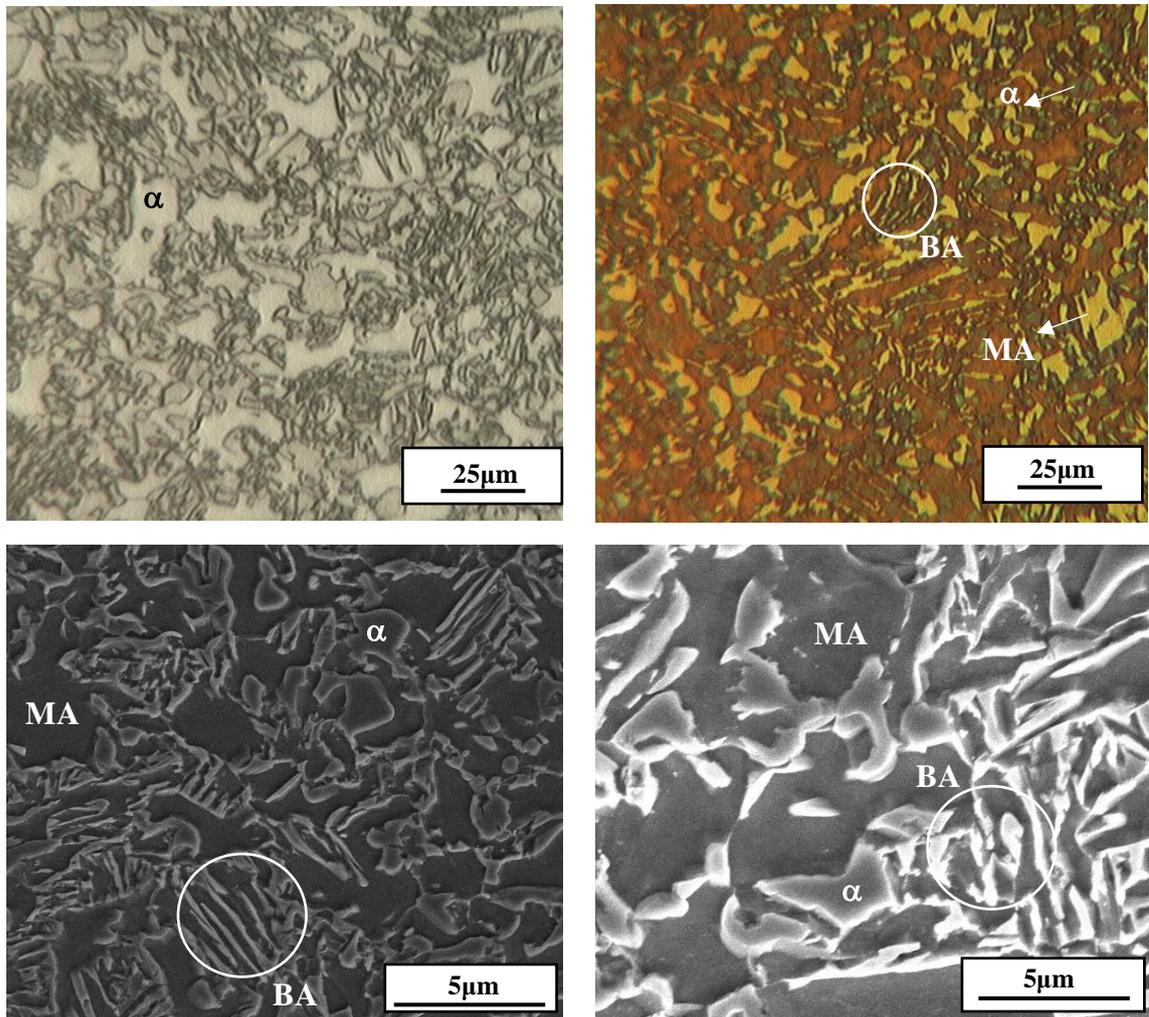
Figura 29 - Microestrutura das amostras após aquecimento intercrítico, seguido de austêmpera a 450°C por 45 segundos.



- (a) Microscopia óptica com ataque Nital 3%;
- (b) Microscopia óptica com ataque Bandoh;
- (c) MEV, aumento de 4000x;
- (d) MEV, aumento de 10000x.

Fonte: Próprio autor.

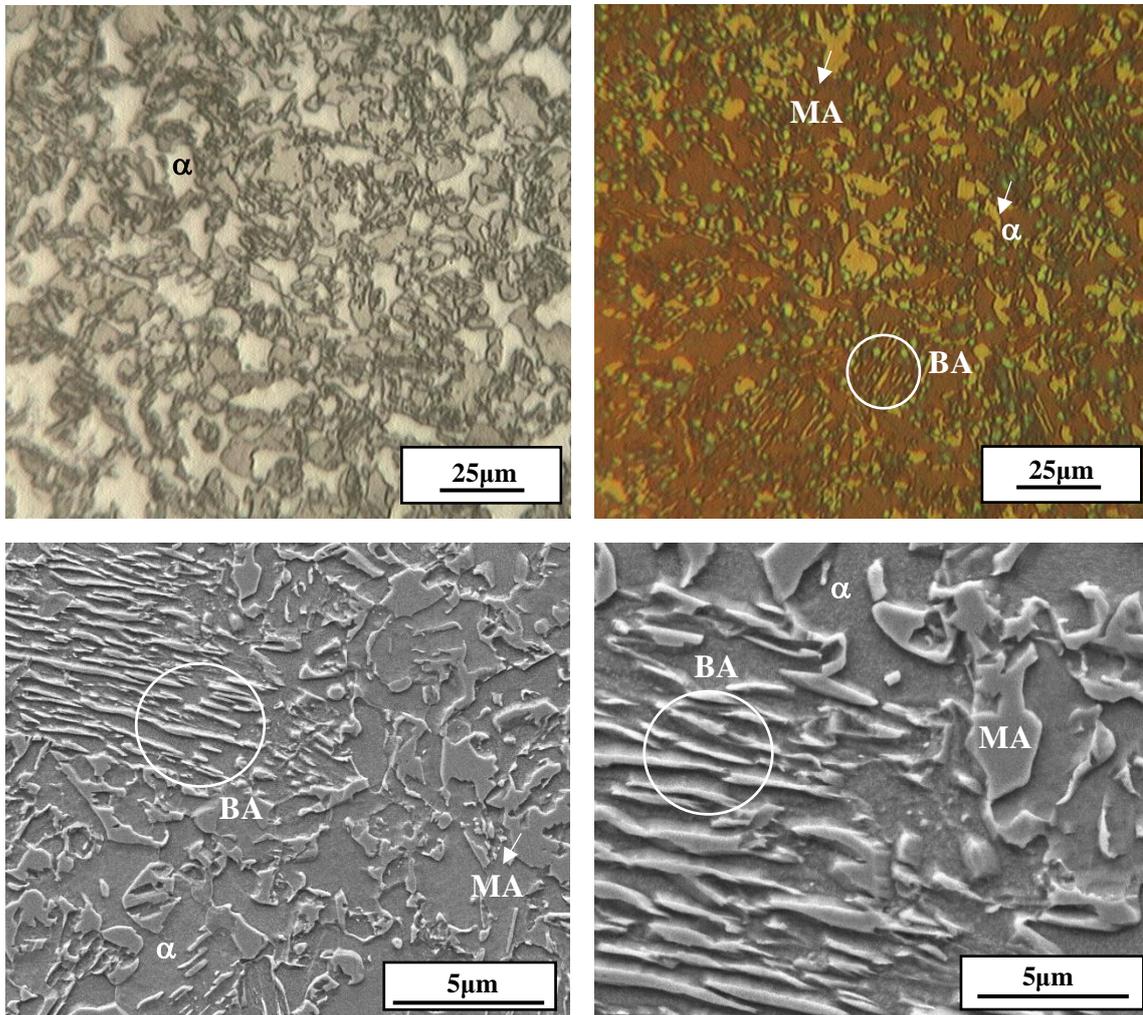
Figura 30 - Microestrutura das amostras após aquecimento intercrítico, seguido de austêmpera a 450°C por 90 segundos.



- (a) Microscopia óptica com ataque Nital 3%;
- (b) Microscopia óptica com ataque Bando;
- (c) MEV, aumento de 4000x;
- (d) MEV, aumento de 10000x.

Fonte: Próprio autor.

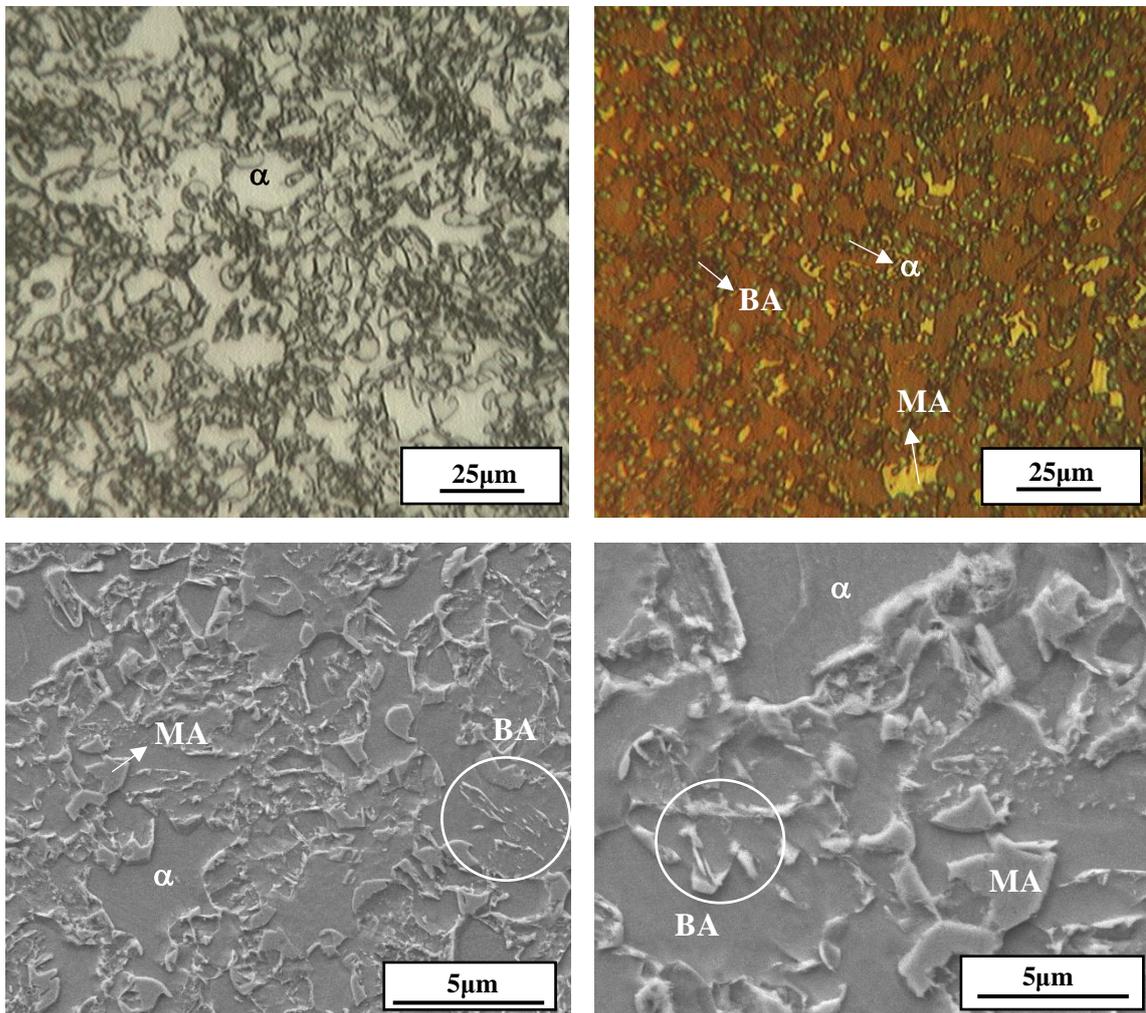
Figura 31 - Microestrutura das amostras após aquecimento intercrítico, seguido de austêmpera a 450°C por 360 segundos.



- (a) Microscopia óptica com ataque Nital 3%;
- (b) Microscopia óptica com ataque Bandoh;
- (c) MEV, aumento de 4000x;
- (d) MEV, aumento de 10000x.

Fonte: Próprio autor.

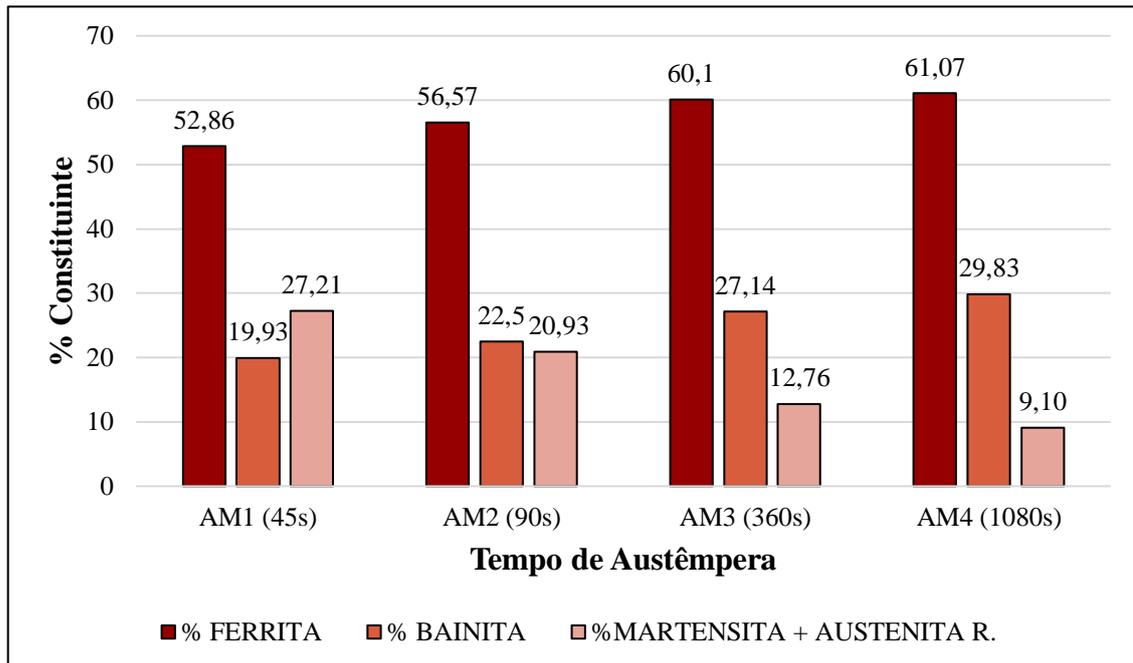
Figura 32 - Microestrutura das amostras após aquecimento intercrítico, seguido de austêmpera a 450°C por 1080 segundos.



- (a) Microscopia óptica com ataque Nital 3%;
- (b) Microscopia óptica com ataque Bandoh;
- (c) MEV, aumento de 4000x;
- (d) MEV, aumento de 10000x.

Fonte: Próprio autor.

Figura 33 - Variação da fração dos constituintes em função do tempo de austêmpera.



Fonte: Próprio autor.

Como a austêmpera é um tratamento térmico que visa obter a bainita, é esperado que o aumento do tempo de austêmpera, promova o aumento da porcentagem de bainita, evitando-se que a austenita da microestrutura se transforme em martensita. Ao analisar a variação da fração dos constituintes na Figura 33, esse fenômeno foi de fato observado. As microscopias também ilustram essa questão, uma vez que analisando as Figuras 29 a 32, observa-se um aumento considerável das regiões de tom marrom, que representam a bainita, especialmente comparando a primeira condição com a terceira e quarta condição. Essa mesma tendência é também apresentada nas imagens obtidas por MEV.

Juntamente com a bainita, a porcentagem ferrita aumentou com o aumento do tempo de austêmpera. A princípio, isso não era esperado, porque os parâmetros de tratamento térmico foram escolhidos de tal forma que a quantidade de ferrita ficasse entorno de 50% e não 60%, conforme encontrado. No entanto, de acordo com KANTOVISCKI (2005), as possíveis fases que podem estar presentes em um aço TRIP, com composição semelhante ao estudado, são: bainita, austenita retida, martensita, ferrita e ferrita bainítica. Como a ferrita equiaxial e a ferrita bainítica apresentam estrutura cristalográfica semelhante, o ataque químico utilizado nesse trabalho certamente não foi capaz de diferenciar os dois tipos de ferrita, podendo ter revelado a ferrita bainítica tanto em tons de marrom, como em tons azulados, sendo, portanto, o

responsável pelo aumento considerável da porcentagem desse constituinte na análise semiquantitativa realizada (SEOL *et al.*, 2012).

A martensita, por outro lado, diminuiu com o aumento do tempo de austêmpera. Esse tipo de comportamento parece estar de acordo com a evolução dos demais constituintes, como é o caso da bainita. Aumentando-se o tempo de austêmpera e de porcentagem da bainita, menos austenita fica disponível para a ocorrência de transformação martensítica. Por essa razão, a quantidade de martensita reduziu. As microscopias também acompanham esse comportamento, sendo que é possível observar os tons de amarelo sendo reduzidos conforme aumenta-se o tempo de austêmpera.

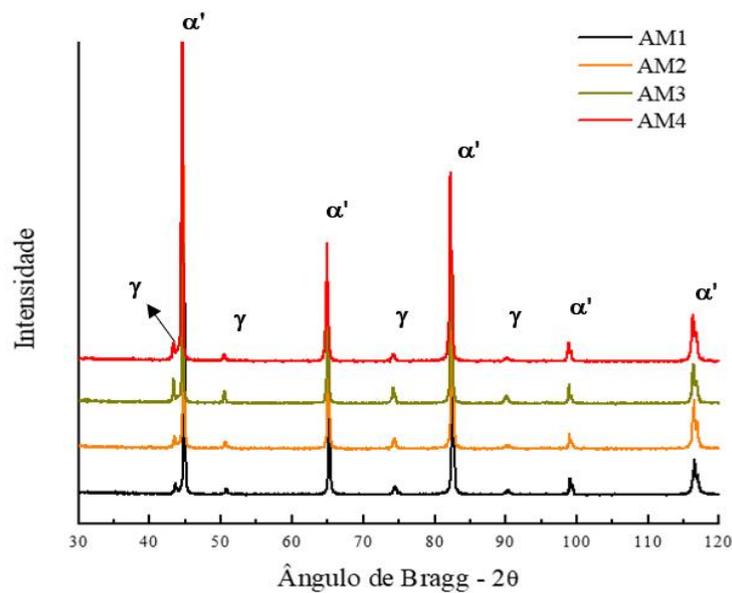
Ressalta-se que, no entanto, a análise realizada dessa maneira não permite a avaliação da quantidade de austenita retida no material após tratamentos térmicos. Portanto, é importante a análise da difração de raios X.

5.2. DIFRAÇÃO DE RAIOS X (DRX)

Conforme mencionado anteriormente, a caracterização microestrutural para esse aço, tanto por microscopia óptica quanto por microscopia eletrônica de varredura (MEV), não permite a avaliação da quantidade de austenita retida no material, sendo então necessária a análise de difração de raios X. A austenita retida foi quantificada a partir do cálculo da área percentual dos picos de intensidade da austenita.

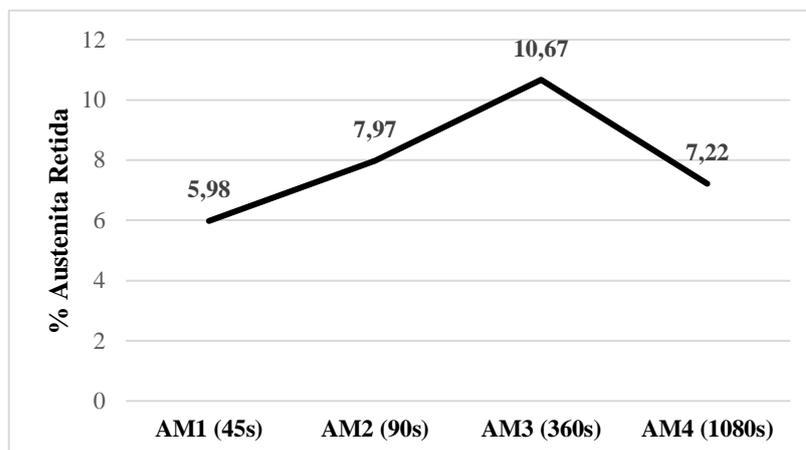
Na Figura 34 são apresentados os difratogramas das amostras após tratamento térmico de austêmpera, com tempos de permanência distintos de 45, 90, 360 e 1080 segundos. Ao observar o gráfico é possível verificar que os picos menores representam a fase austenítica (γ) e os maiores, ferrita e martensita (α'). Na Figura 35 são apresentadas as frações volumétricas de austenita retida para as condições analisadas. É possível observar uma tendência de crescimento da proporção de austenita até 360 s, sendo o valor máximo encontrado de 10,67%. Para o tempo de 1080 s, verificou-se uma queda na quantidade de austenita retida. O efeito do encharque bainítico na quantidade de austenita retida também foi avaliado no trabalho de Hanzaki *et al.* (1995), em que amostras que foram submetidas a um tempo de austêmpera de 300 segundos, obtiveram uma retenção maior da austenita, em comparação com as amostras que foram submetidas a tempos iguais a 120 segundos e 600 segundos.

Figura 34 - Difratoograma das amostras em diferentes tempos de austêmpera.



Fonte: Próprio autor.

Figura 35 - Fração volumétrica da austenita retida em função do tempo de austêmpera.



Fonte: Próprio autor.

A manutenção da austenita retida em uma microestrutura multifásica é assegurada por meio das rotas térmicas desenvolvidas nesse trabalho, ou seja, tratamentos térmicos envolvendo o recozimento intercrítico seguido por austêmpera. Durante esse processo, enquanto a ferrita e a bainita se formam, o carbono segredado dessas fases se acumula na austenita, aumentando-se assim a sua estabilidade (DEL SANT, 2010). Como a transformação bainítica e ferrítica atingiu

o seu valor máximo com o tempo de encharque igual a 360 segundos, conforme demonstrado na Figura 33, não há mais o enriquecimento da austenita com carbono, o que deixa essa fase menos estável, estando sujeita a transformações em outros constituintes. Desta forma, a partir do tempo de 360 segundos, há uma queda brusca na porcentagem de austenita retida no material.

5.3. DUREZA

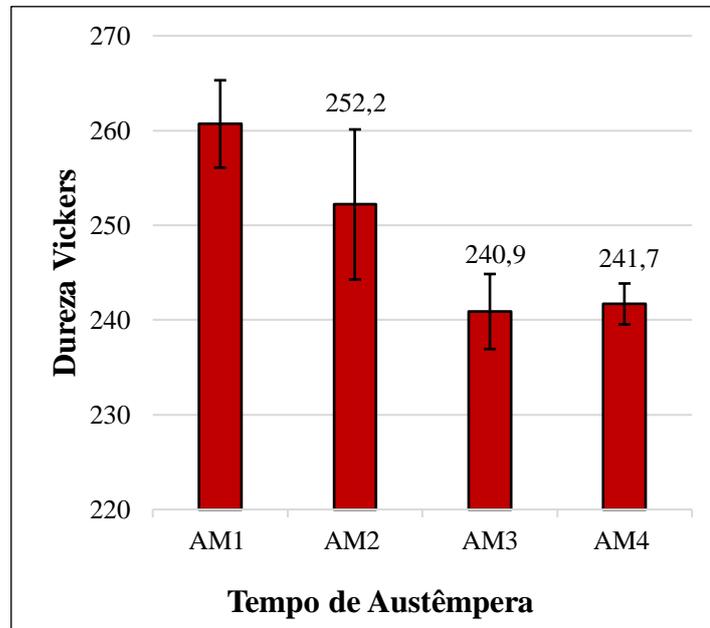
A Figura 36 ilustra a variação da Dureza Vickers média das amostras em função do aumento do tempo de austêmpera. No gráfico é possível observar que, em geral, conforme o tempo de encharque aumenta, a dureza Vickers média reduz.

A redução da dureza Vickers encontrada está relacionada com a porcentagem dos componentes microestruturais encontrados no material. Como apresentado na Figura 33, a medida em que o tempo de austêmpera aumenta, há um aumento considerável da ferrita e da bainita, seguida da redução do teor do microconstituente MA. Segundo Dias (2013), o microconstituente bainítico apresenta uma formação complexa, que exhibe dureza intermediárias entre a fase ferrita e a fase martensítica. Além da bainita ser um constituinte com dureza inferior à martensita, há também a presença de ferrita, que é uma fase considerada mais macia (FERRANCINI JUNIOR, 2007). Desse modo, o aumento considerável de ferrita, seja equiaxial ou bainítica, e bainita, além da diminuição do teor de martensita, promove a redução da dureza média do material.

Na Figura 36 é possível observar também que para as amostras AM3 e AM4, não houve alteração considerável na dureza do material. Isso também se deve a variação da porcentagem de bainita e ferrita que para essas amostras não foi expressiva, como apresentado na Figura 33. O fato da fração volumétrica da bainita não apresentar um aumento considerável pode indicar que, para as condições de tratamento térmico das amostras AM3 e AM4, a transformação bainítica já tenha ocorrido de maneira significativa e, portanto, imagina-se que o tempo de permanência do material acima de 360 segundos (tempo de encharque para a amostra AM3), favoreça apenas a alteração da morfologia da bainita formada. De acordo com o estudo apresentado por Abbasi e Rainforth (2016), em que a transformação bainítica em aços TRIP também foi avaliada, tempos maiores de austêmpera favorecem a formação de bainita com morfologia em ripas. As imagens obtidas por MEV também ilustram essa questão,

uma vez que analisando as Figuras 29 a 32, observa-se não apenas a bainita em forma de ripas, mas também o refinamento dessa microestrutura.

Figura 36 - Dureza Vickers em função do tempo de austêmpera.



Fonte: Próprio autor.

6. CONCLUSÃO

As amostras do aço TRIP analisado, após tratamentos térmicos, obtiveram microestruturas similares em todas as condições de tempo de encharque, sendo compostas por bainita, ferrita (equiaxial e bainítica), austenita retida e martensita (constituente MA). Conforme aumentou-se o tempo de austêmpera, os teores de bainita e ferrita também aumentaram. A análise microestrutural realizada através de microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura, não permitiu a avaliação da quantidade de austenita retida no material após tratamentos térmicos. Dessa forma, a análise da difração de raios X se fez necessária. A amostra austemperada por 360 segundos apresentou um percentual de austenita maior em comparação com as demais. Por fim, como o aumento do tempo de austêmpera proporcionou o aumento percentual de bainita e ferrita, que possuem dureza inferior ao da martensita, esse comportamento influenciou a dureza do material como um todo, reduziu-a.

7. REFERÊNCIAS

ABBASI, E.; RAINFORTH, M.W. **Microstructural evolution during bainite transformation in a vanadium microalloyed TRIP-assisted steel.** Materials Science and Engineering, v. 651, jan. 2016, pp. 822-830.

AGLAN, H.A; LIU, Z.Y; HASSAN, M.F.; FATEH, M. **Mechanical and fracture behavior of bainitic rail steel.** Journal of Materials Processing Technology, v. 151, set. 2004, pp. 268-274.

ALMEIDA, G.M.R. **Modelagem do efeito da taxa de aquecimento na cinética de formação da austenita em aço baixo carbono.** (Dissertação), 2010, 70 f. Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Ouro Preto – UFOP.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E 562: **Standard test method for determining volume fraction by systematic manual point count.** West Conshohocken, 2011.

ANAZAWA, R.M. **Caracterização mecânica e microestrutural de um aço 300M com microestrutura multifásica.** 2007, 193 f. (Tese) Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista – UNESP.

BAIK, S. C.; KIM, S.; JIN, Y. S.; KWON, O. **Effects of Alloying Elements on Mechanical Properties and Phase Transformation of Cold Rolled TRIP Steel Sheets.** ISIJ International, v. 41, 2001, pp. 290-297.

BAIN, E.C. **Functions of the Alloying Elements in Steel.** U.S. Steel Corporation, Pittsburgh, American Society for Metals, 1939. 312p.

BHADESHIA, H.K.D.H. **Bainite in steels. Transformations, Microstructure and Properties.** London: The Institute of Materials, 2nd ed., 2001. 454p.

BRAMFITT, B.L.; SPEER, J.G. **A perspective on the morphology of bainite.** Metallurgical Transactions A, v. 21A, abr. 1990, pp. 817-829.

BRANDT, M. L.; OLSON, G. B. **Fundamentals of Aging and Tempering in Bainitic and Martensitic Steel Products,** ISS-AIME (1992).

BROOKS, C.R. **Principles of the Austenitization of Steels.** London, Elsevier Science Publishers Ltd., 1992-217 p.

CALLISTER, W.; RETHWISCH, D. **Ciências e engenharia de materiais: uma introdução.** 8. ed. São Paulo: LTC, 2012. 817p

CARMO, D. **Obtenção de aços de elevada resistência mecânica, boa tenacidade e resistência ao desgaste.** (Dissertação), 2017, 70 f. Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais – UFMG.

CHANG, L. C.; BHADSHIA, H. K. D. H. *Materials Science and Engineering*, A184 (1994) p.17.

CHATTERJEE, S. **Transformations in TRIP-assisted steels: microstructure and properties**. 2006, 182 f. (Tese) Darwin College, University of Cambridge.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 5ª ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - AMB, 2008.

COSTA E SILVA, A.L.V.; MEI, P.R. **Aços e Ligas Especiais**. 2ª ed. Editora Edgard Blücher, 2006

COSTA NASCIMENTO, M.V. **Influência do ciclo térmico de austêmpera no comportamento mecânico do aço alto C-Si-Mn-Cr com efeito TRIP**. (Dissertação), 2007, 64 f. Engenharia Metalúrgica e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais – UFMG.

CRUZ JUNIOR, J.A. **Desenvolvimento do aço alto C-Si e Cr com matriz nanoestruturada de martensita e bainita**. (Dissertação), 2011, 99 f. Engenharia Metalúrgica e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais – UFMG.

DEL SANT, R. **Estudo da transformação da austenita retida em martensita induzida por deformação plástica em aços multifásicos**. 2010, 193 f. (Tese) Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista – UNESP.

DIAS, A.N.O. **Avaliação das propriedades mecânicas de um aço bifásico com diferentes microestruturas**. (Dissertação), 2013, 94 f. Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Itajubá – UNIFEI.

FERRANCINI JUNIOR, E.G. **Formação de grãos ferríticos ultrafinos através de transformação de fase induzida por deformação**. (Dissertação), 2007, 81 f. Engenharia de Materiais, Universidade de São Carlos – UFScar.

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

GAJDA, B.; LIS, A. K. **Intercritical annealing with isothermal holding of TRIP CMnAlSi steel**. *Journal of Achievement in Materials and Manufacturing Engineering*, v. 20, Issue 1-2, 2007, pp. 439-442.

GODET, S. **Thermomechanical processing of TRIP- assisted multiphase steels**. 2003, 160 f. (Tese), Universidade Católica de Louvain.

HANZAKI, A.Z.; HODGSON, P.D.; YUE, S. **The influence of bainite on austenite characteristics in Si-Mn TRIP steels**. *ISIJ International*, v. 35, 1995, pp. 75-85.

HUME-ROTHERY, W. *Estrutura das Ligas de Ferro*, Ed. Edgard Blücher Ltda, 1ª ed (1968).

KANTOVISCKI, A.R. **Caracterização mecânica e microestrutural de aços de alta resistência e baixa liga TRIP 800.** (Dissertação), 2005, 63 f. Engenharia de Materiais, Universidade Tecnológica Federal do Paraná –UTFPR.

KRAUSS, G. **Steels: Heat Treatment and Processing Principles.** ASM International, 1990, p. 145-256.

LAGE, F.C. **Produção e caracterização química, térmica e mecânica de resinas epóxi a base de óleos vegetais para a aplicação em soldagem a arco com eletrodos revestidos.** (Dissertação), 2015, 103 f. Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Minas Gerais – UFMG.

LEE, Y.K; HAN, J. **Current opinion in medium manganese steel.** Materials Science and Technology, v. 31, 2014, pp. 843-856.

MACEDO, M.Q. **Efeito dos parâmetros de austenitização sobre a microestrutura e as propriedades do aço SAE4130 submetido a tratamentos térmicos por indução eletromagnética** (Dissertação), 2007, 82 f. Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Ouro Preto –UFOP.

MARGREITER MARTINS, U. **Estudo do comportamento mecânico de aços TRIP após tratamento térmico de têmpera e partição,** 2015, 52 f. Engenharia Automotiva, Universidade Federal de Santa Catarina –UFSC.

MARTINS, A. R. F. A. **Têmpera e partição em aços de alta resistência contendo Ni: modelagem cinética, microestrutura e propriedades mecânicas.** 2007, 194 f. (Tese) Engenharia Metalúrgica, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro – PUC-Rio.

MATSUMURA, O; SAKUMA, T; TAKECHI, H. **Enhancement of elongation by retained austenite in intercritical Annealed 0.4C-1.5Si-0.8Mn steel.** Transactions ISIJ, v. 27, 1987, pp.570-579.

MAZZAFERRO, C.C.P. **Soldagem a ponto por fricção e mistura mecânica de um aço trip 800: processo, microestrutura e propriedades.** 2008, 99 f. (Tese) Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul- UFRGS

NOGUEIRA, R.C. **Caracterização mecânica e análise microestrutural com a utilização da técnica de tríplice ataque do aço multifásico AISI 4350.** 2013, 134 f. (Tese) Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista – UNESP.

OLIVEIRA, F.L.G.; ANDRADE, M.S; COTA, A.B. **Kinetics of austenite formation during continuous heating in a low carbon steel.** Materials Characterization, v.58, 2007, pp. 256-261.

SAKUMA, Y.; MATSUMURA, O.; TAKECHI, H. **Mechanical Properties and Retained Austenite in Intercritically Heat-Treated Bainite-Transformed Steel and Their Variation with Si and Mn Additions.** Metallurgical Transactions A, v. 22, 1991, pp. 489-498.

SANTOS, V.P. **Quantificação das fases presentes no aço TRIP 8Mn tratado termicamente por meio de medidas magnéticas e difração de raios X.** (Dissertação), 2018, 105 f. Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Itajubá –UNIFEI.

SCHEID, Adriano. **Curso Básico de Aços.** Acesso em Outubro de 2017, v. 3, 2010.

SEOL, J. B.; RAABE, D.; CHOI, P. P.; IM, Y. R.; PARK, C. G. **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, 2012, p.6183-6199.

SILVA, F.A. **Efeito do resfriamento controlado após laminação a quente nas propriedades mecânicas e na microestrutura de um fio-máquina de aço alto carbono com cromo.** (Dissertação), 2007, 70 f. Engenharia Metalúrgica e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais – UFMG.

SILVA, A.J.S.T. **Têmpera e Partição em Ferros Fundidos Nodulares.** (Dissertação), 2013, 131 f. Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica Da Universidade Federal São Paulo.

SOARES, W.R. **Relação entre microestrutura e propriedades mecânicas de tubos de aços utilizados no revestimento de poços e para condução de petróleo a gás.** (Dissertação), 2015, 70 f. Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Ouro Preto – UFOP.

THELNING, K.E. **Steel and its Heat Treatment.** 2ed., London, Butterworths, 1984. 678p.

VORUBI JÚNIOR, S. **Caracterização microestrutural de um aço SAE 4118H modificado submetido a diferentes tratamentos isotérmicos.** (Dissertação), 2007, 70 f. Engenharia e Ciência dos Materiais, Universidade Estadual de Ponta Grossa – UEPG.

YOOZBASHI, M. N.; YAZDANI, S.; WANG, T. S. **Design of a new nanostructured, high-Si bainitic steel with lower cost production.** Materials and Design, v.32, fev. 2011, pp.3248-3253.

ZACKAY, Victor F. et al. **The enhancement of ductility in high-strength steels.** ASM Trans Quart, v. 60, n. 2, 1967, pp. 252-259.

ZAEFFERER, S.; OHLERT, J.; BLECK, W. **A study of microstructure, transformation mechanisms and correlation between microstructure and mechanical properties of a low alloyed TRIP steel.** Acta Materialia, v. 52, n. 9, p. 2765-2778, 2004.

ZAEFFERER, S.; ROMANO, P.; FRIEDEL, F. **EBSD as a tool to identify and quantify bainite and ferrite in low-alloyed Al-TRIP steels.** Journal of Microscopy, v. 230, p.499-508, 2008.

ZORZI, J.C.S. **Avaliação do processamento de aço TRIP-TWIP em escala piloto.** (Dissertação), 2014, 103 f. Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais – UFMG.