

Uillian Margreiter Martins

**ESTUDO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DE AÇOS TRIP APÓS
TRATAMENTO DE TÊMPERA E PARTIÇÃO**

Joinville - Brasil

2015

Uillian Margreiter Martins

Estudo do Comportamento Mecânico de Aços TRIP Após Tratamento de Têmpera e Partição

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado como requisito parcial para obtenção do título de bacharel em Engenharia Automotiva da Universidade Federal de Santa Catarina, Campus de Joinville.

Universidade Federal de Santa Catarina – UFSC
Centro de Joinville
Bacharelado em Engenharia Automotiva

Orientador: Prof. Dr. Modesto Hurtado Ferrer

Joinville - Brasil
2015

Uillian Margreiter Martins

Estudo do Comportamento Mecânico de Aços TRIP Após Tratamento de Têmpera e Partição

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado como requisito parcial para obtenção do título de bacharel em Engenharia Automotiva da Universidade Federal de Santa Catarina, Campus de Joinville.

Trabalho aprovado. Joinville - Brasil, 04 de dezembro de 2015:

Prof. Dr. Modesto Hurtado Ferrer
Orientador

Prof. Dr. Alexandre Mikowski
Membro 1

Prof. Dr. Jakerson Ricardo Gevinski
Membro 2

Joinville - Brasil
2015

AGRADECIMENTOS

Gostaria de agradecer à DEUS por ter me guiado e me dado forças para seguir com o projeto até o final. Ao meu orientador Prof. Dr. Modesto Hurtado Ferrer pela escolha do tema, pelos contatos com as empresas para uso dos laboratórios e direcionamentos do trabalho;

aos meus pais Claudinir e Izabel por me darem apoio e incentivo para não desistir;
a minha namorada Juliana Godoy Corrêa de Araújo por ter paciência e por me apoiar durante o projeto;

ao senhor Carlos Alberto Ferreira por disponibilizar materiais para uso teórico;
ao senhor Osvaldo Galo por ter disponibilizado tempo para ajudar a efetuar os tratamentos térmicos;

à Prof. Dra. Andréa H. Pfützenreuter por auxiliar nos processos de cronograma do projeto;

à Professora Priscila Martelli Casarin por ajudar na estruturação e correção do trabalho;

à Universidade Federal de Santa Catarina – campus Joinville por disponibilizar todos os professores, a estrutura e funcionários para auxiliar na minha formação;

à empresa ArcelorMittal Vega por disponibilizar as amostras e laboratórios para a execução deste projeto;

à empresa TupyTec por disponibilizar estrutura e recursos para o tratamento térmico das amostras;

às servidoras da UFSC, campus Joinville, Luciana Reginato Dias e Milehna Guarido por todo o suporte que precisei durante a minha formação.

RESUMO

As crescentes demandas da indústria automotiva, por novas soluções para produzir veículos mais leves e resistentes, vem aumentando a necessidade para o desenvolvimento de aços avançados de alta resistência de primeira e segunda geração. A pesar do compromisso entre o alongamento total (AT) e a resistência mecânica (RM) destas famílias de aço, existe um intervalo nessa relação (AT vs RM) que pode ser explorado. Esforços vêm sendo realizados para ocupar essa lacuna e, deste modo, dar origem à terceira geração de aços, com propriedades mecânicas intermediárias entre estas duas classes de aços que já existem. Com esta finalidade, uma abordagem que vem sendo experimentada é a modificação do comportamento mecânico dos aços de primeira geração, tais como: DP (Dual Phase) e TRIP (Plasticidade Induzida por Transformação), através de um tratamento térmico conhecido como Têmpera e Partição (T&P). As microestruturas destes aços, após Q&T, devem conter significativas frações volumétricas de austenita retida, que é o constituinte que determina a obtenção dos níveis de ductilidade desejados. O objetivo deste trabalho consiste em avaliar as propriedades mecânicas do aço TRIP, sob diferentes arranjos experimentais de têmpera e partição. Foram realizados tratamentos de martêmpera seguida de partição em temperaturas e tempos variáveis utilizando corpos de prova fabricados a partir de chapas finas de aço TRIP 690, laminado a frio. Foi feita a caracterização microestrutural com auxílio das técnicas de microscopia óptica e eletrônica de varredura, assim como ensaios mecânicos de resistência à tração. Constatou-se que há relação proporcional entre o alongamento total com o tempo, na mesma medida em que aumenta a temperatura de partição, associado à predominância de colônias de ferrita bainítica entremeada com filmes finos de austenita retida. O aumento da resistência mecânica é atribuído à formação de significativa fração de martensita.

Palavras Chave: Têmpera e Partição; Austenita Retida, Propriedades Mecânicas.

ABSTRACT

The increasing demands of the automotive industry, for new solutions to produce lighter vehicles and resistant, is increasing the need for the development of advanced high strength steels of first and second generation. Despite the compromise between the total elongation (TE) and mechanical resistance (MR) of these families steel, this relationship exists an interval (AT vs RM) that can be exploited. Efforts have been made to fill this gap and thereby give rise to the third generation steels, with intermediate mechanical properties between these two classes of steels that already exist. For this purpose, an approach that has been tried is the mechanical behavior modification of the first generation steels, such as DP (Dual Phase) and TRIP (transformation induced plasticity), by a thermal treatment known as quenching and partition (Q & T). The microstructures of these steel after Q & T should contain significant volume of the fraction of retained austenite which is the constituent which provides to obtain the desired levels of ductility. The objective of this study is to evaluate the mechanical properties of TRIP steel under different experimental arrangements quenching and partition. Of stabilization then partition treatments were carried out at temperatures and variable times using test pieces made from thin sheets of steel TRIP 690, cold rolled. Microstructural characterization with the help of the techniques of optical microscopy and scanning electron, and tensile mechanical testing was done. It was found that there is proportional relationship between the total elongation over time, to the same extent that increases the partition temperature associated with the predominance of bainitic ferrite colonies interspersed with thin films of retained austenite. The increase in mechanical strength is attributed to the formation of a significant fraction of martensite.

Keywords: Quenching and Partition; Retained austenite, Mechanical Properties.

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	8
1.1 OBJETIVO GERAL	10
1.2 OBJETIVO ESPECÍFICO.....	10
1.3 PROBLEMÁTICA.....	10
1.4 JUSTIFICATIVA.....	11
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	12
2.1 AÇOS DE PRIMEIRA GERAÇÃO - CLASSE BIFÁSICO (DP)	12
2.2 FUNDAMENTOS DOS AÇOS DE PRIMEIRA GERAÇÃO - CLASSE AÇOS COM PLASTICIDADE INDUZIDA POR TRANSFORMAÇÃO - TRIP	15
2.3 FUNDAMENTOS DOS AÇOS DE SEGUNDA GERAÇÃO: CLASSE DE PLASTICIDADE INDUZIDA POR MACLAÇÃO (TWIP)	17
2.4 AÇOS DE TERCEIRA GERAÇÃO: AÇOS DE PRIMEIRA GERAÇÃO MODIFICADOS ATRAVÉS DE TÊMPERA E PARTIÇÃO (T&P).....	20
2.5 TRATAMENTO TÉRMICO DE TÊMPERA E PARTIÇÃO (T&P).....	21
2.5.1 Fundamentos da Transformação Martensítica em Aços	24
3 MATERIAIS E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	27
3.1 MATERIAIS.....	28
3.2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	29
3.3 ENSAIOS MECÂNICOS.....	32
3.4 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL.....	33
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO	34
4.1 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E MECÂNICA DO AÇO EM ESTADO INICIAL (SEM T&P).....	34
4.2 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E MECÂNICA DO AÇO APÓS TRATAMENTO DE TÊMPERA E PARTIÇÃO	36
5 CONCLUSÕES	42
6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	42
REFERÊNCIAS	43
APÊNDICE	48

1 INTRODUÇÃO

Devido à crescente crise energética global, à necessidade de redução de emissões de CO₂ na atmosfera, por meio da redução do peso dos veículos, e à elevação dos padrões de segurança para os usuários, vem aumentando a demanda para o desenvolvimento e utilização de Aços Avançados de Alta Resistência (AHSS), na Indústria Automotiva Mundial, devido a que os mesmos apresentam uma combinação atraente de elevada resistência mecânica associada à elevada conformabilidade.

Os aços AHSS representam a mais recente solução para aplicações em peças com geometria complexa, as quais requerem de elevada resistência mecânica, bem como de comportamento adequado nos ensaios de impacto (Crash-Test), que avaliam o desempenho da segurança dos veículos.

Os AHSS são uma categoria de materiais que compreende os aços de primeira geração (amplamente difundidos em construções automotivas em países desenvolvidos), entre eles: os de alta resistência e baixa liga (High Strength Low Alloy - HSLA), bifásico (Dual Phase - DP), transformação induzida por plasticidade (Transformation Induced Plasticity - TRIP) e de fases complexas (Complex-Phase - CP), e os aços de segunda geração (em fase de implantação em países desenvolvido), tais como: plasticidade induzida por maclação (Twinning Induced Plasticity - TWIP) e aços martensíticos (MS).

No Brasil, esta tendência para o uso de novos conceitos de aços (principalmente os aços HSLA e, em menor escala, os aços DP e TRIP) tem sido recentemente acelerada por meio de iniciativas governamentais, na forma do Inovar Auto, o qual consiste em uma legislação cujos objetivos são a sustentabilidade da indústria automotiva e do mercado doméstico, para o aumento dos estímulos de investimentos em inovação e para a melhoria da eficiência energética dos veículos produzidos internamente.

Um fator catalisador do aumento da utilização de aços AHSS, no Brasil, são os requisitos de segurança veicular estabelecidos pelo Programa de Avaliação de Carros Novos para América Latina e o Caribe (Latin NCAP), que utiliza métodos de ensaios reconhecidos internacionalmente, qualificando entre 0 e 5 estrelas a proteção oferecida pelos veículos para os ocupantes adultos e os ocupantes crianças.

Outra força motriz, importante, para o desenvolvimento de novos conceitos de aços AHSS, cada vez mais sofisticados, é o avanço das ligas de Alumínio e de outros materiais avançados, que são aplicados nas carrocerias dos veículos e que atendem às expectativas de redução de peso veicular, à redução do consumo de combustível e à melhora da segurança, que são os requisitos acima citados. Nesse sentido, a estimativa atual é que o Alumínio esteja ocupando 179 kg/veículo em 2015 e, em 2025, espera-se que seu consumo atinja, em média, 248 kg de Alumínio por veículo, segundo o Ducker Worldwide (2014).

A despeito dos aços da segunda geração alcançar propriedades mecânicas marcadamente superiores, os aços TWIP (de matriz austenítica) requerem elevados teores de elementos de liga ($Mn > 30\%$), o que resulta em aumento significativo do seu custo. Além deste aspecto, o processamento industrial desta classe de aços com elevados teores de Mn é consideravelmente complexo. Deste modo, vem se realizando esforços para o desenvolvimento de uma classe de aços cujas propriedades mecânicas possam ocupar a lacuna existente entre os aços de primeira e de segunda geração, dando origem a uma terceira geração de aços com propriedades mecânicas intermediárias entre estas duas classes de aços já existentes.

Com este propósito, abordagens como austêmperas de ligas bainíticas, têmpera e partição (Q&P) e recozimento inter-crítico de aços TRIP com baixo teor de Mn tem apresentado grande potencial para atingir as propriedades mecânicas que caracterizam os aços da terceira geração, segundo Grange (2012) e Merwin (2008). As microestruturas destes aços devem conter significativas frações volumétricas de austenita retida, que é o constituinte crucial para a obtenção dos níveis de ductilidade desejados. A retenção da austenita torna-se possível através do enriquecimento de carbono que ocorre nesta fase durante o resfriamento controlado, reduzindo conseqüentemente a temperatura de início da transformação martensítica (M_s) da austenita retida (EMMANUEL, 2014). A presença de austenita retida é considerada benéfica, devido ao fenômeno conhecido como transformação por plasticidade induzida (TRIP).

No escopo deste trabalho procura-se avaliar o comportamento mecânico de uma liga de aço TRIP, produzida pela Arcelor Mittal, que atualmente é utilizada na fabricação

de elementos estruturais de reforço em avançados projetos veiculares, como por exemplo nas colunas A e B do Jeep Renegade, que é fabricado no Brasil. Quando o aço é submetido a tratamento de têmpera e partição, busca-se encontrar alternativas que permitam modificar o comportamento mecânico do material de partida no sentido de obter propriedades equivalentes à dos aços de terceira geração.

1.1 OBJETIVO GERAL

- Avaliar as propriedades mecânicas do aço TRIP sob diferentes arranjos experimentais de têmpera e partição.

1.2 OBJETIVO ESPECÍFICO

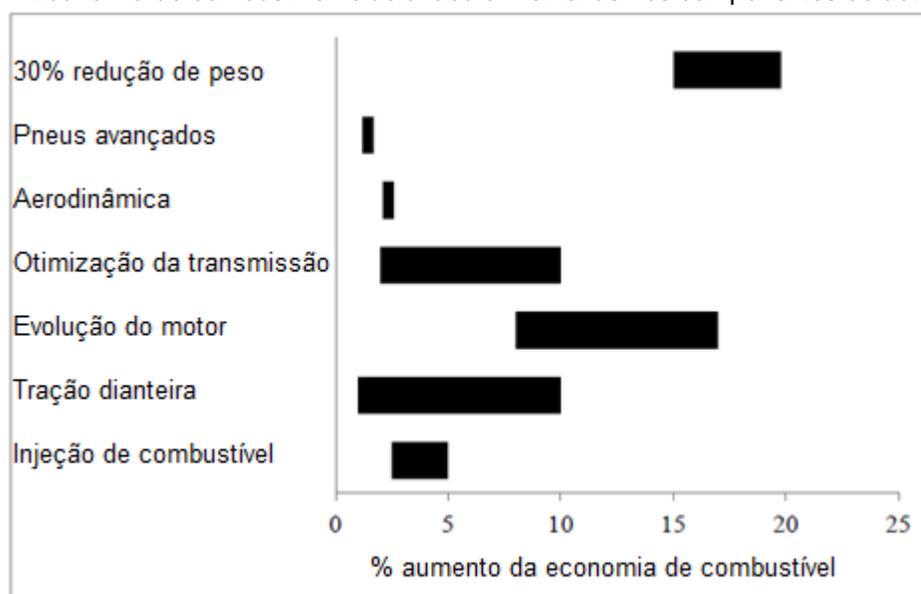
- Estudar a influência do tempo de partição sobre os produtos da transformação de fase após tratamento de têmpera e partição.
- Estabelecer correlação entre os aspectos de morfologia microestrutural com o comportamento mecânico da liga após tratamento de têmpera e partição.

1.3 PROBLEMÁTICA

As exigências de mercado e de leis, como a Lei 2976/11 que obriga os testes de impacto em todos os veículos fabricados ou montados no Brasil, que visam o aumento de segurança dos automóveis e a diminuição da poluição do meio ambiente fez com que os estudos para criar materiais e processos que respondam esses requisitos evoluam.

Com a redução de espessura das chapas de aço utilizada em veículos, o peso é reduzido e, com isso, o carro necessita de menos potência para se locomover e por conseguinte menos combustível. Essa redução faz com que diminua a queima de combustível e a geração de gases poluentes, os quais são os "vilões" do efeito estufa e aquecimento global. Na figura 1.1 temos a relação de melhorias nos componentes do automóvel com a economia de combustível.

Figura 1.1 – Economia de combustível relacionada a melhorias nos componentes do automóvel.



Fonte: Adaptado de QU, Hao, 2012

Com a diminuição do peso de aço no automóvel, se mantido o mesmo tipo de aço, diminui as propriedades mecânicas. Por isso a aplicação de aços avançados (das classes AHSS) vem para preencher essa lacuna e para melhorar a capacidade de absorção de impactos, resistência a tensões, aumento da vida útil e o mais importante o aumento da proteção dos ocupantes do habitáculo do carro, diminuindo o número de mortes e/ou acidentes com feridos.

1.4 JUSTIFICATIVA

Utilizando aços avançados, cujas propriedades mecânicas são aos aços comumente utilizados na indústria automotiva, as dimensões podem ser reduzidas para suportar o mesmo esforço. Com essa redução temos a diminuição da massa e, por conseguinte, a economia de combustível, já que o peso a ser transportado é menor.

A parte da segurança é outro quesito que os aços avançados conseguiram garantir, quando comparado com os aços comuns. A estrutura e os arranjos metalográficos são orientados e organizados de forma que o aço está mais bem estruturado nas áreas de maior solicitação e assim protegendo os ocupantes dos automóveis.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Nessa seção será apresentada a revisão da literatura para explicar e embasar o material e o tratamento térmico que foram submetidos ao estudo desse trabalho.

2.1 AÇOS DE PRIMEIRA GERAÇÃO - CLASSE BIFÁSICO (DP)

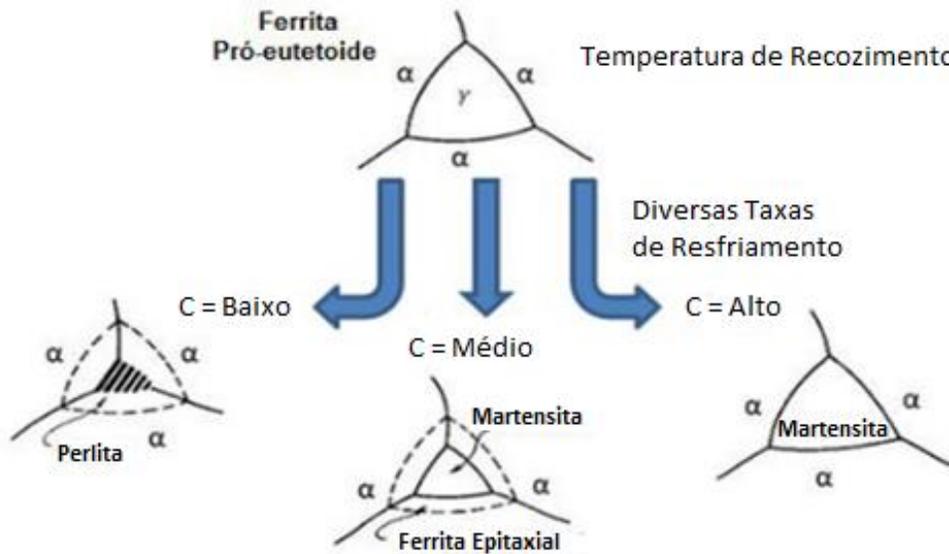
Os aços bifásicos são compostos por ilhas martensitas, um pouco de bainita e austenita retida envoltas por uma matriz ferrítica. A sua produção pode ser por laminação a quente controlada ou, mais usualmente, por recozimento intercrítico seguido de resfriamento rápido. Durante o recozimento intercrítico, pequenas quantidades de austenita se formam na matriz ferrítica, que posteriormente, no resfriamento rápido, se transformam em martensita. A transformação da austenita em martensita, que é acompanhado por uma expansão de volume, causa discordâncias em torno da matriz ferrítica. Essas são responsáveis pela elevada taxa de encruamento inicial e pelo comportamento de deformação contínua nos aços bifásicos.

Na laminação à quente de ligas, que contém cromo e/ou molibdênio, podem formar as microestruturas do aço bifásico. Ferrita poligonal é formada diretamente da laminação e a austenita remanescente se transforma em martensita durante o resfriamento do material (Matlock; Zia-Ebrahimi; Krauss, 1982).

As nomenclaturas dos aços bifásicos são feitas considerando o limite de escoamento e a resistência a tração. Um exemplo é o DP 350/600 que é um aço DP com 350 MPa de limite de escoamento e 600 MPa de limite de resistência à tração (IISI, 2006 e ULSAB-AVC, 2002). Segundo Rocha (2005), aços contendo de 10-20% de martensita tem limite de resistência à tração de cerca de 600 MPa, limite de escoamento de 300 a 400 MPa e ductilidade alta, 24 a 30% de alongamento total.

Estabelecida à condição inicial, temos cinco variáveis que determinam a micro estrutura do aço bifásico. (i) Tempo de recozimento, (ii) microestrutura inicial do aço, (iii) temperatura e (iv) taxa de resfriamento após o recozimento e (v) os elementos de liga no material. A microestrutura presente antes do tratamento é essencial, principalmente dos laminados a quente, por que é ela quem vai determinar o tamanho do grão da ferrita e os sítios em que a austenita será formada (Matlock; Zia-Ebrahimi; Krauss, 1982).

Figura 2.1 - Diagrama esquemático apresentando o efeito da taxa de resfriamento sobre a transformação do grão da austenita durante o resfriamento, a partir da temperatura de recozimento intercrítico até a temperatura ambiente



Fonte: Adaptado de Matlock; Zia -Ebrahimi; Krauss,1982.

O esquema da figura 2.1 apresenta os efeitos da taxa de resfriamento, a partir do tratamento térmico, na geração de aços bifásicos. Altas taxas de resfriamento acarretam em uma transformação de toda austenita em martensita. Taxas médias resultam em ferrita epitaxial, produtos da decomposição da austenita e martensita. Taxas reduzidas conduzem a formação apenas de ferrita epitaxial e misturas de ferrita e carbeto (Matlock; Zia-Ebrahimi; Krauss, 1982).

As propriedades devem-se as alterações controladas, escoamento e encruamento dos componentes das microestruturas do aço. O limite de resistência do aço bifásico pode ser aproximado a seguinte equação (LLEWELLYN; HUDD, 1998).

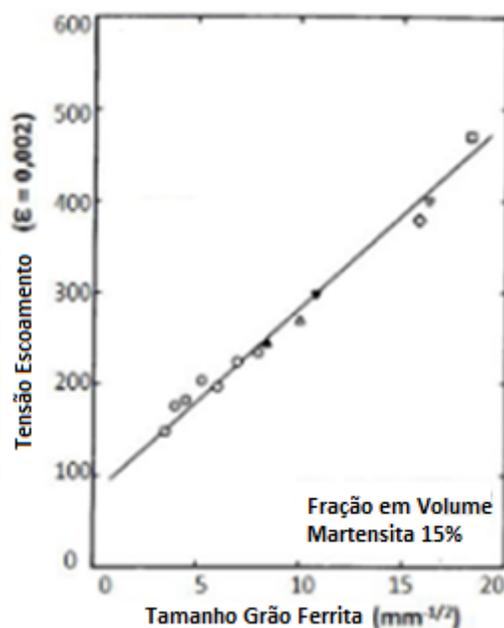
$$\sigma_{DP} = V_F \sigma_F + V_M \sigma_M \quad \text{Equação 2.1}$$

Onde V_F e V_M correspondem às frações em volume das fases ferrítica e martensítica e σ_F a resistência à tração ferrítica σ_M e resistência à tração martensítica. Assim é esperado o aumento da resistência à tração com o aumento da fração do volume de martensitas (FERREIRA, VIEIRA, 2006).

A resistência à tração da matriz ferrítica contribui para o aumento da temperabilidade do aço. A figura 2.2 mostra que refinando o tamanho dos grãos,

precipitação e endurecimento por solução sólida fazem com que a resistência à tração aumenta. Para o refino dos grãos pode-se utilizar uma temperatura de recozimento mais baixa. A figura 2.2 mostra o efeito do tamanho do grão da ferrita com a fração em volume da martensita e quantidade de silício constante. Pode-se observar o aumento linear da resistência à tração com a redução do tamanho de grão. (Matlock; Zia-Ebrahimi; Krauss, 1982).

Figura 2.2 - Tensão de escoamento (0,2%) em função do tamanho dos grãos de ferrita para aços Dual-Phase com fração em volume de martensita de 15%



Fonte : Adaptado de Matlock; Zia -Ebrahimi; Krauss,1982.

Davies (1978) demonstrou um aumento da dureza do aço bifásicos Fe-C-Mn por adição de silício, sem a perda do alongamento uniforme dos elementos. Esse efeito é atribuído à redução de carbono da ferrita, tornando a estrutura mais dúctil. Vanádio e nióbio podem ser adicionados com o intuito de refinar os grãos e aumentar a resistência.

Mas o aumento de resistência à tração está fortemente ligado à diminuição da ductilidade do aço. Como mencionado anteriormente às taxas de resfriamento alteram as propriedades do aço a melhor taxa para termos um equilíbrio entre resistência à tração e ductilidade é o resfriamento a taxas médias. Pois se for muito brusca as resistências à tração crescem muito rápido e comprometem o limite de escoamento.

O alongamento total é geralmente medido em ensaios mecânicos de tração, como sendo o alongamento percentual antes da fratura. Os aços bifásicos apresentam pouca capacidade de estampagem profunda, onde o alongamento é proporcional a capacidade de estampagem (CARLSSON; LARSSON; NILSSON, 2005).

2.2 FUNDAMENTOS DOS AÇOS DE PRIMEIRA GERAÇÃO - CLASSE AÇOS COM PLASTICIDADE INDUZIDA POR TRANSFORMAÇÃO - TRIP

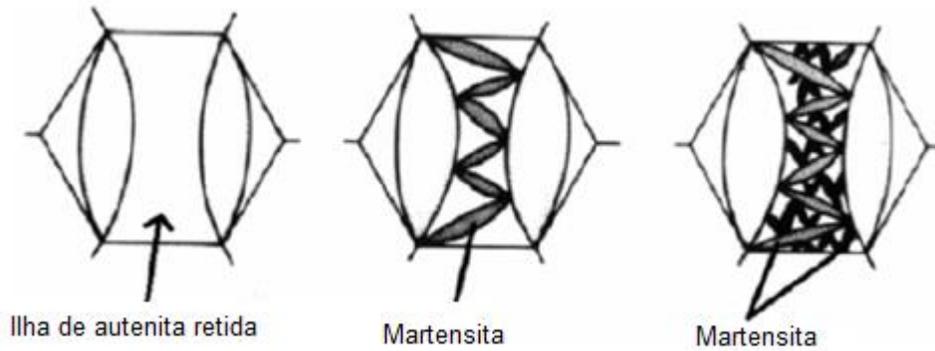
Em 1967, Zackay e outros mostraram que é possível obter altos valores de alongamento num aço austenítico se, durante o processo de deformação sob temperatura ambiente, ocorrer transformação contínua da austenita para martensita. Esse fenômeno foi atribuído à dilatação que ocorre durante a transformação da austenita FCC para a ferrita CCC, e foi designado pela sigla TRIP que significa plasticidade induzida por transformação (GORNI, 2008).

O efeito TRIP resulta da transformação da martensita induzida por deformação a partir da austenita metaestável. Esta transformação constitui um mecanismo de endurecimento por deformação que evita a ocorrência de deformações localizadas, aumentando dessa forma o alongamento uniforme e a taxa de encruamento. Simultaneamente tais efeitos resultam em uma maior absorção de energia no ensaio de impacto (GORNI, 2008).

Vários aspectos das transformações de fase por resfriamento contínuo e da transformação martensítica resultante do efeito TRIP, ainda precisam ser elucidados. Muitos estudos vêm sendo desenvolvidos com o objetivo de otimizar os esquemas de tratamentos termomecânicos para a obtenção desses aços, prestando especial atenção à estratégia do resfriamento controlado para obter a microestrutura e as propriedades mecânicas desejadas (GORNI, 2008).

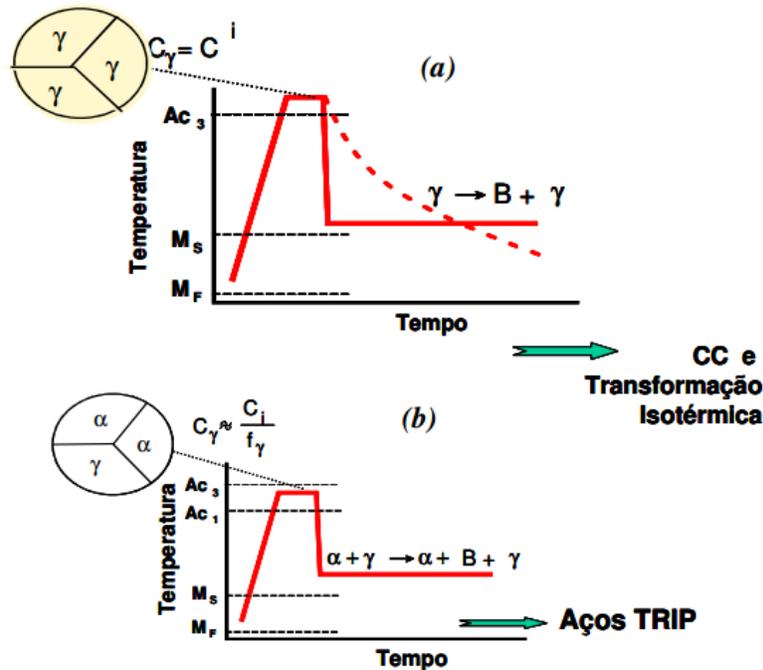
Para a obtenção do efeito TRIP os aços devem ter uma fração volumétrica suficiente de austenita retida, que é obtida no resfriamento contínuo após um ciclo de tratamento termomecânico ou como parte do recozimento após a laminação a frio, de modo a obter uma microestrutura final multiconstituída. A transformação plástica induz a transformação da parte macia (austenita) para fase dura (martensita), conforme figura 2.3

Figura 2.3 – Evolução esquemática de transformação martensítica de uma ilha de austenita retida.



Fonte: Ferrer, 2013.

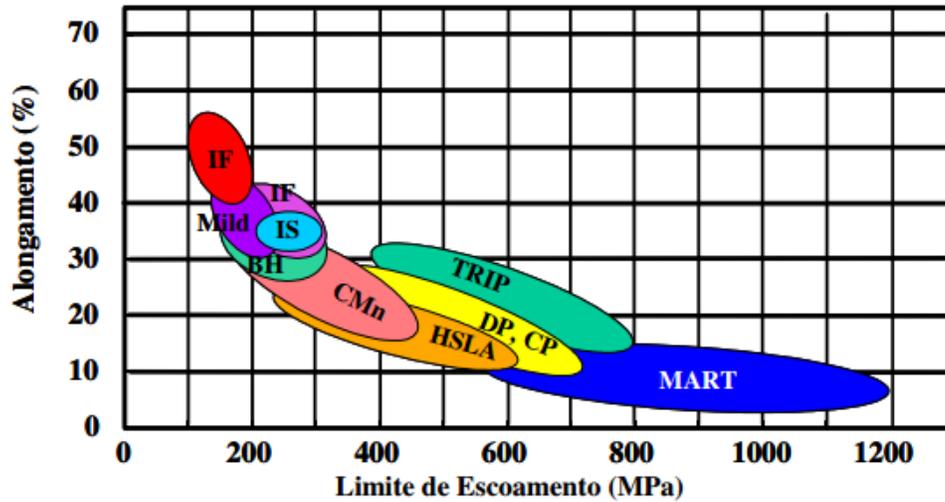
Figura 2.4 - Representação esquemática de duas rotas convencionais utilizadas para a obtenção de aços multifásicos. (a) austenitização plena seguida de resfriamento contínuo ou tratamento isotérmico. (b) austenitização intercristica seguido de tratamento isotérmico.



Fonte: Martins, 2007.

Acima, na figura 2.4, temos as diferenças nas microestruturas causadas pela temperatura de austenitização. Apesar dos desafios inerentes ao controle dos parâmetros de processamento, os aços de baixa liga assistidos pelo efeito TRIP oferecem combinações de resistência à tração e ductilidade mais altas que os aços DP (ferrita e martensita). Por possuir microestrutura é multifásica, não se observa a presença de austenita retida, o que leva a maiores valores de resistência mecânica com menor ductilidade (MARTINS, 2007).

Figura 2.5 - Relação entre ductilidade e resistência de aços de primeira geração.



Fonte: Martins, 2007.

A figura 2.5 representa a tensão de resistência à tração e alongamento total de aços o produto desses é quantificado como conformabilidade. Um aumento da relação austenita/ martensita (aproximadamente 5%) e, em seguida, permanece constante para os aços Dual Phase. Com aumento além dos 5%, citado acima, o limite de resistência aumenta a o alongamento total diminui.

Notadamente, a interpretação mais moderna dos aços TRIP informa que toda a austenita residual se transforma em martensita já nos primeiros estágios de deformação antes da região de estricção (MARTINS, 2007).

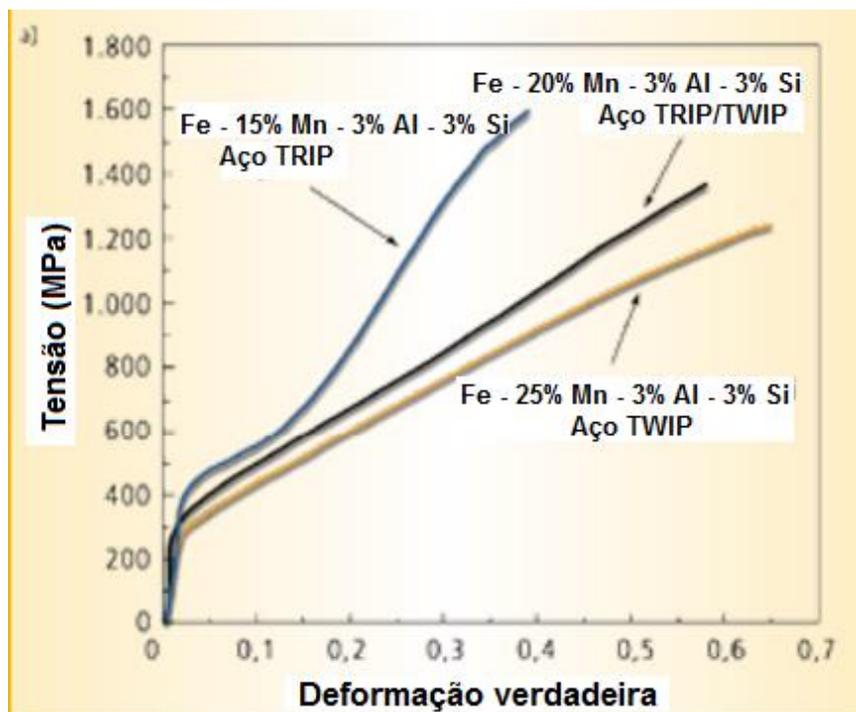
2.3 FUNDAMENTOS DOS AÇOS DE SEGUNDA GERAÇÃO: CLASSE DE PLASTICIDADE INDUZIDA POR MACLAÇÃO (TWIP)

A deformação dos aços convencionais ocorre pelo escorregamento de discordâncias em planos cristalográficos, ocorrendo apenas mudança no formato sem modificar estrutura do cristal ou volume do metal. Nos aços TRIP ocorre a transformação de austenita em martensita ou bainita ocorrendo a deformação plástica, como também altera a estrutura do cristal e a densidade do metal. Há ainda um terceiro modo de deformação: por maclação mecânica, no qual a estrutura cristalina do aço é preservada, mas a região maclada é reorientada durante a deformação plástica. Esse mecanismo deu origem a ligas ferrosas com ductilidade extraordinária, as quais têm sua plasticidade induzida por maclação designada pela sigla *twinning induced plasticity* (TWIP).

A plasticidade induzida por maclação é observada em aços altamente ligados, com 15 a 25% de Mn e 2 a 4% de Si e Al. Os aços TWIP são austeníticos e continuam a sê-los após a deformação plástica. O mecanismo TWIP ocorre na austenita metaestável quando a energia livre de Gibbs, da reação martensítica, é positiva e a energia de falha de empilhamento é relativamente baixa. O aço TWIP apresenta limite de escoamento relativamente baixo, da ordem de 280 MPa, e um moderado limite de resistência à tração, igual a 650 MPa.

Contudo, seu alongamento total é extremamente alto, da ordem de 95%, e sua absorção específica de energia chega a ser o dobro da apresentada pelos aços convencionais com estampabilidade extra-profunda. Esse aço, por ser austenítico, possui alta tenacidade à fratura, mantendo fratura dúctil na faixa de temperatura entre -196°C e 400°C (GORNI, 2008)

Figura 2.6 – Tensão por deformação verdadeira nos aços TRIP, TRIP/TWIP e TWIP.



Fonte: GORNI, 2008.

A figura 2.6 apresenta o comportamento mecânico de tensão em função da deformação, ambos verdadeiros, de três tipos de aço o TRIP, TRIP/TWIP e TWIP

comparados em tensão vs. deformação verdadeira. Após 0,05 de deformação verdadeira vemos que o aço TRIP possui o maior valor de tensão, começando perto de 500 MPa até 1600 MPa, com 0,4 de deformação.

O TWIP por outro lado possui uma boa deformação chegando até 0,65, mas com uma tensão mais baixa de aproximadamente 1200 MPa. Já o TRIP/TWIP conseguiu mesclar a propriedade dos dois tipos de aço, tendo uma deformação verdadeira de 0,6 e tensão 1350 MPa. Com isso podemos ver o os aços TWIP possuem superioridade em termos do balanço entre resistência mecânica fora do padrão e ductilidade com valores típicos de polímeros. Possui uma absorção de 0,5 J/mm³ de energia específica, considerada alta, mesmo com altas taxas de deformação e tenacidade, sem uma temperatura no limiar dúctil-frágil do material, podemos prever muitas aplicações na indústria automotiva, na construção civil e na criogenia.

Tabela 2.1 – Composição química e estruturas cristalinas dos aços TRIP, TRIP/TWIP e TWIP.

Ligas	C	Mn	Si	Al	Constituintes	
					Antes da deformação	Depois da deformação
TRIP	0,02	15,8	3	2,9	Austenita CFC Ferrita CCC Martensita HC	Austenita CFC Ferrita CCC Martensita TCC
TRIP/TWIP	0,04	20,1	2,8	2,9	Austenita CFC Martensita HC	Austenita CFC Martensita HC Martensita TCC
TWIP	0,03	25,6	3	2,8	Austenita CFC	Austenita CFC

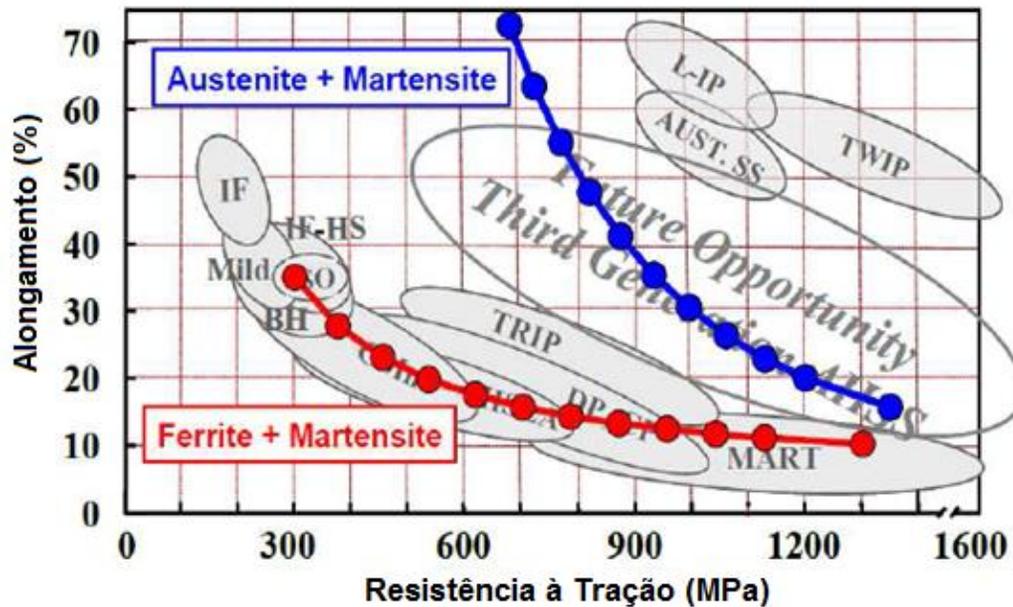
Fonte: GORNI, 2008.

Os três tipos de aços possuem características diferentes como observado anteriormente, a composição química e as estruturas cristalinas também como mostra a tabela 2.1. O diferencial é a quantidade de manganês que no TRIP é de 15,8 e no TWIP é de 25,6 motivo de elevada deformação, mas o manganês é um elemento que eleva o custo da liga, por isso a busca de um material que seja de menor custo e tenha propriedades mecânicas similares.

2.4 AÇOS DE TERCEIRA GERAÇÃO: AÇOS DE PRIMEIRA GERAÇÃO MODIFICADOS ATRAVÉS DE TÊMPERA E PARTIÇÃO (T&P).

Os aços de segunda geração possuem características mecânicas superiores aos aços de primeira geração, mas para chegar a essas são adicionados elevados teores de elementos de liga e com isso o custo fica muito elevado. O diagrama da figura 2.7 mostra um espaço em branco entre as duas gerações de aço. A terceira geração vem se desenvolvendo com o propósito de preencher essa lacuna, dando origem a um novo tipo de aço que possui propriedades mecânicas intermediárias.

Figura 2.7 – Gráfico de deformação por tensão das três gerações de aço.



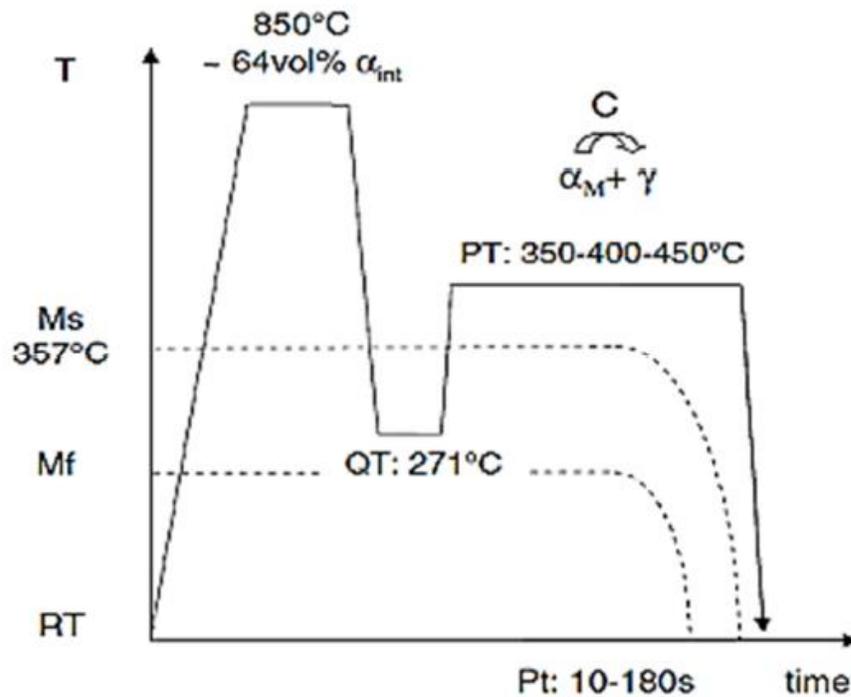
Autor: Adaptado de Matlock et al. (2012)

Para obter esse tipo de aço as empresas estão utilizando o processo de austêmpera de ligas bainítica, têmpera e partição e recozimento inter-crítico de aços TRIP com baixo teor de Mn. Os aços devem possuir uma parte de austenita retida, a qual possibilita a ductibilidade desejada no aço. Alguns elementos de liga como Si, Al e P são adicionados para que ocorra a estabilidade da austenita, garantindo uma fração de austenita retida na microestrutura. Os elementos Mo e Nb são adicionados para uma melhora nas características mecânicas do material.

2.5 TRATAMENTO TÉRMICO DE TÊMPERA E PARTIÇÃO (T&P)

Em 2003 J. G. Speer e outros autores introduzem o conceito de tratamento térmico por têmpera e partição, que tem como objetivo produzir uma maior quantidade de austenita retida pela estabilização da austenita com o carbono da martensita supersaturada através da partição do carbono. Boa parte dos estudos realizados baseiam-se na adição de Si e Al para evitar a formação de carbeto. O processo de T&P foi criado para gerar microestruturas compostas por martensita, ferrita e frações de austenita retida (FERRER, 2013).

Figura 2.8 – Ciclo esquemático do tratamento de têmpera e partição.



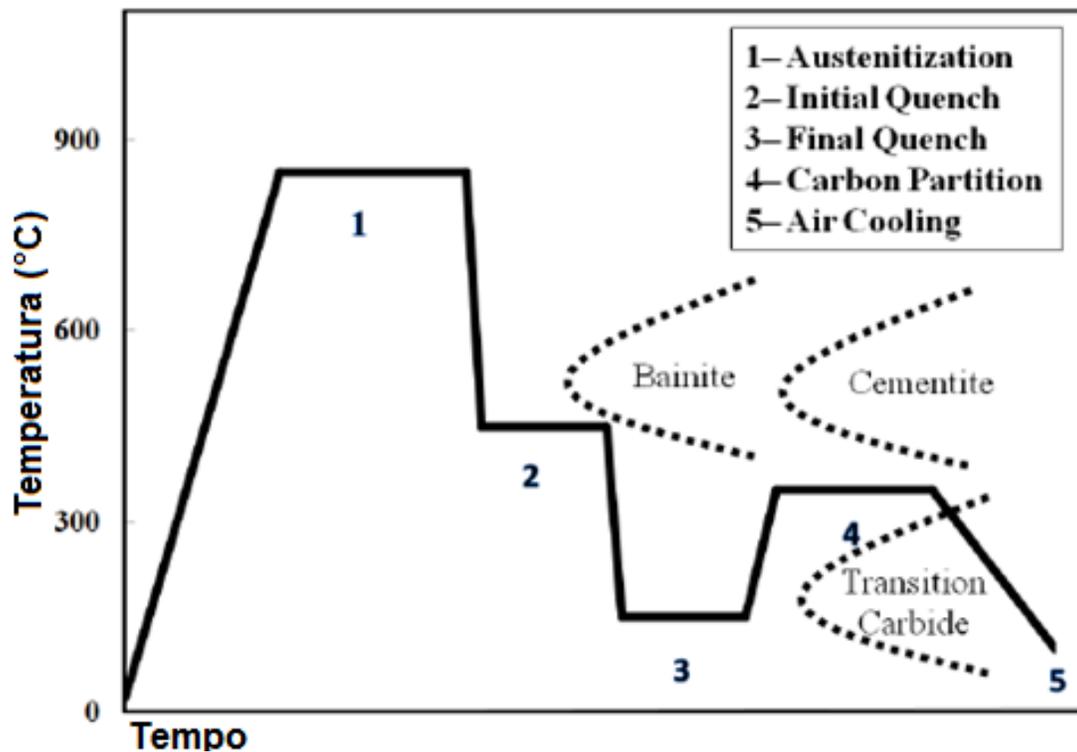
Fonte: Silva, 2013.

A figura 2.8 apresenta um processo de T&P com martêmpera. Na primeira parte do tratamento ocorre a austenitização, seguido da têmpera parcial onde é formada a martensita através do resfriamento rápido até uma temperatura de têmpera selecionada entre temperatura de martensita inicial e final (M_s e M_f), após temos a partição com a temperatura maior ou igual a M_s , quando todo o carbono presente na martensita deve se difundir para a austenita, estabilizando-a. A precipitação de carbeto é prejudicial ao

processo, pois dificulta que o enriquecimento necessário para estabilizar a austenita seja alcançado, fazendo com que parte da austenita se transforme em martensita. Ao final do processo a micro estrutura é composta por três fases: martensita inicial, nova martensita e austenita retida (QU, 2013).

Existe outro método de têmpera e partição o *dual stabilization heat treatments* (DHST), ilustrado na figura 2.9, com uma temperatura intermediária, na faixa de Ms e Mf, na hora do resfriamento obtendo uma microestrutura com martensita e austenita, após temos a segunda estabilização, para o controle do grau de transformação da martensita, depois temos uma elevação de temperatura, onde o carbono é submetido a partição. Esse processo é utilizado para aços de baixa liga. Outro processo é o T&P descontínuo, o qual é resfriado até a temperatura ambiente após a austenitização e após eleva se a temperatura para que ocorra a partição (QU,2013).

Figura 2.9 – Representação do ciclo do DHST.

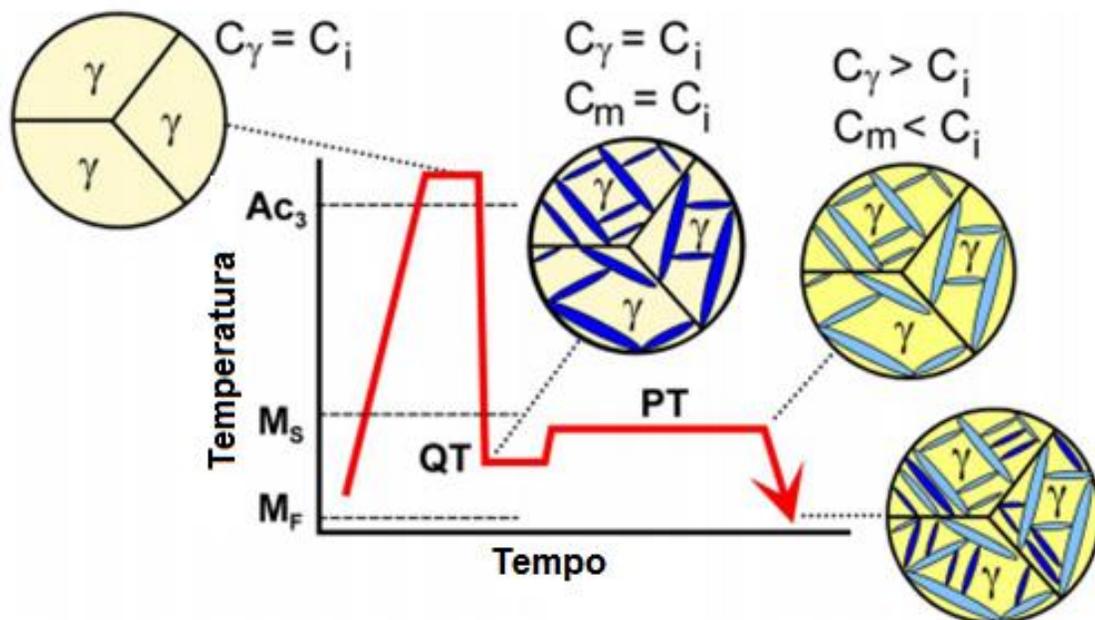


Fonte: Adaptado de Qu, 2013.

No processo de T&P convencional a maior parte da austenita é transformada para martensita na têmpera inicial, após na martensita temperada ocorre a supersaturação de

carbono que é utilizado para estabilizar a austenita não transformada, o que acontece durante a etapa de partição pela migração de carbono da martensita supersaturada para a austenita retida. A difusão do carbono é possível porque a precipitação de carbonetos é suprimida pela adição de elementos de liga, como o Si. Na figura 2.10 temos a representação do tratamento de têmpera e partição, destacando as concentrações de carbono ao longo do processo (FERRER, 2013).

Figura 2.10 – Processo de Q&P para produção de microestruturas contendo austenita. C_i , C_γ , C_m representam as concentrações de carbono na liga inicial, na austenita e martensita, respectivamente. QT e PT são as temperaturas de têmpera e partição, respectivamente.



Fonte: Adaptado de Matlock, 2009.

Aumentar a quantidade de carbono na austenita também diminui as temperaturas de início da transformação da martensita (M_s) e a temperatura final de transformação da martensita (M_f), o que dificulta a transformação total de toda a austenita em martensita.

Tem sido reportado que uma rede contínua de austenita retida pode não somente aumentar a resistência à fratura como também, aumentar o valor de tenacidade à fratura diminuindo a taxa de propagação de trincas no segundo estágio de revenido. Assim, a austenita retida pode ser usada para melhorar a resistência à fratura de aços de alta resistência e baixa liga (RIBEIRO, 2006).

A equação 2.2, foi desenvolvida para estimar a fração de austenita retida (f_a) após a partição.

$$f_a = \exp [-0,011(M_s-T)] \quad \text{Equação 2.2}$$

em que: T é a temperatura de partição e M_s é a temperatura inicial da martensita. (QU, 2013).

O carbono se mostra uma alternativa barata de estabilização da austenita, se comparada a outros elementos como níquel e magnésio, mantendo um nível alto de austenita retida durante a partição. Mas o alto nível de carbono reduz a soldabilidade. Por isso, existe um interesse em produzir aços com porcentagem alta de carbono, para a estabilização da austenita, mas após a partição que ele reduza.

O aumento de carbono na austenita retida pode crescer durante o recozimento intercrítico ou no processo de austêmpera nos aços. O aumento do carbono no recozimento refere-se à partição do carbono a partir da ferrita para a austenita devido as transformações de difusão em altas temperaturas. O enriquecimento do carbono na fase da austenita, na austêmpera, tem sido utilizada nos aços TRIP desde os anos 90 e corresponde a partição do carbono da bainita para a austenita (QU, 2012).

2.5.1 Fundamentos da Transformação Martensítica em Aços

A transformação martensítica segue um modelo onde a difusão atômica é suprimida, fazendo com que os átomos de carbono não se redistribuam durante a formação de ferrita e cementita, como ocorre nas transformações com difusão, e desta forma permanecem aprisionados nas posições octaédricas de uma estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), produzindo a martensita com estrutura tetragonal como nova fase.

Se este microconstituente for aquecido a uma temperatura onde os átomos de carbono tenham mobilidade, estes se difundem dos sítios octaédricos para formar carbonetos. Como resultado, a tetragonalidade é aliviada, e a martensita é substituída por uma mistura de ferrita e cementita como previsto pelo diagrama de fase Fe-C, e desde que se trate de um aço ao carbono (LIMA, B.F., 2006).

Uma teoria bem sucedida para explicar a morfologia da transformação martensítica é aquela que constata sua formação através de um mecanismo de cisalhamento, no qual vários átomos se movimentam cooperativamente e quase simultaneamente para efetuar

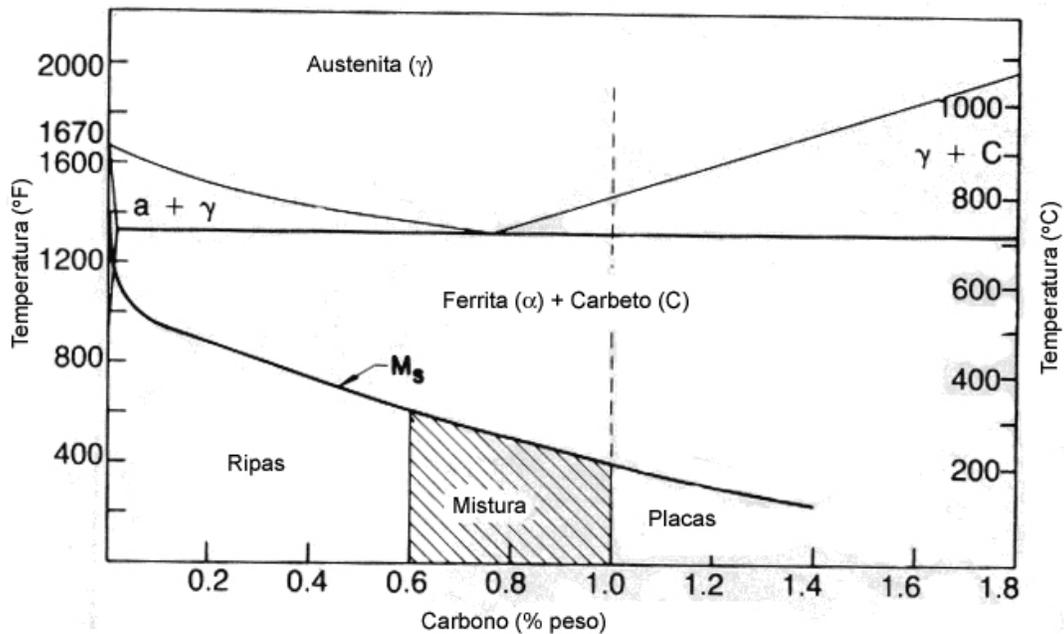
a transformação, mecanismo este bem diferente do movimento de átomo por átomo através de interfaces que ocorre durante as transformações difusionais.

Como resultado do cisalhamento é possível obter morfologias martensíticas em ripas e placas, dependendo dos teores de carbono da liga, podendo se obter uma morfologia mista.

A Figura 2.11 mostra as faixas de carbono de formação e as temperaturas MS (início da transformação martensítica) das duas morfologias para ligas Fe-C. Os contornos das várias regiões são baseados na caracterização de ligas Fe-C de alta pureza e podem mudar em aços de baixa e alta liga. As ripas, formadas em aços de baixo e médio carbono, são placas longas e finas que se formam lado a lado, e estão alinhadas paralelamente entre si.

As ripas são agrupadas em entidades estruturais maiores, os blocos. Os detalhes microestruturais desse tipo de martensita são muito finos para serem revelados por microscopia ótica. As placas descrevem propriamente a forma das unidades de martensita que se formam em aços de alto teor de carbono (LIMA, B.F., 2006).

Figura 2.11: Faixas de formação da martensita em placas e da martensita em ripas em ligas Fe-C.



Fonte: (LIMA, B.F., 2006), (COLPAERT, H., 2008).

Alguns autores pesquisando os mecanismos para o fortalecimento de aços baixa liga e médio carbono, no que refere-se à melhoria das propriedades mecânicas, especialmente a tenacidade, com aplicações em alta resistência e algumas vezes em baixa temperatura, têm proposto a obtenção de microestruturas mistas, tais como: martensita-bainita, através de tratamentos isotérmicos, as quais apresentam propriedades de tenacidade e resistência superiores aos aços com estrutura convencionalmente obtida pelos procedimentos de têmpera e revenido, ou seja, completamente martensítica, (MALAKONDAIAH, G., *et al.* 1997), (BARBACKI, A., 1995), (TOMITA, Y., 1995), (TOMITA, Y., 1991).

Tomita (1995 e 1991), sugeriu a produção de um aço constituído por uma estrutura mista de martensita e bainita inferior, com 25% de fração volumétrica, através de um tratamento térmico que promove uma transformação isotérmica de curto tempo, logo acima da temperatura inicial da transformação martensítica (M_s), numa região de temperatura onde predomina a formação de bainítica, seguida de têmpera.

Esse tratamento, também, se mostrou eficiente em termos de melhoria das propriedades mecânicas e isotropia, quando aplicado de maneira conjugada com o decréscimo da taxa de redução durante laminação a quente. O aumento da resistência foi atribuído ao refino da subestrutura obtido na matriz martensítica e ao aumento da resistência da bainita inferior devido à maior restrição plástica da bainita pela martensita.

A melhoria da tenacidade foi atribuída tanto ao efeito de aprisionamento de trinca na bainita, como ao efeito de alívio de tensão da bainita, em frente de uma trinca existente. Por outro lado, os resultados mostraram que a presença de bainita superior é prejudicial uma vez que eleva a temperatura de transição do modo de fratura, independente da fração volumétrica.

Embora pesquisas científicas em materiais ajudem no entendimento das origens dos fenômenos, muitos problemas permanecem quando são necessários tratamentos quantitativos das variáveis associadas ao desenvolvimento e processamento dos mesmos (BHADESHIA, 1999). Portanto, a previsão das propriedades mecânicas a partir do conhecimento das características microestruturais dos aços nem sempre é facilitada pela sinergia das variáveis do processo.

No entanto, alguns padrões foram desenvolvidos e validados por vários pesquisadores, entre eles, a tenacidade medida através de ensaio mecânico de impacto do tipo Charpy. Embora não seja exatamente claro o quanto se espera que a tenacidade aumente, a relação qualitativa está bem estabelecida com base no vasto número de experimentos já reportados na literatura (LIMA, 2006), (BHADESHIA, 1999).

Nesse sentido, muitos trabalhos têm permitido o estabelecimento de correlações entre as características microestruturais observadas, a partir do controle dos parâmetros do processo, e as propriedades mecânicas dos materiais ensaiados, dada a importância da previsão do comportamento em serviço de um determinado material (MAROPOULOS, 2004), (KIM, 2000), (BHADESHIA, 1999).

Contudo, a correlação entre propriedades mecânicas e microestruturas em aços temperados e revenidos é muito complexa devido justamente a complexidade dos mecanismos das transformações de fase bem como das microestruturas resultantes (LI, Q., 2003). Sabe-se que vários são os fatores que afetam a tenacidade de um aço, tais como: composição química, processamento, microestrutura e fatores mecânicos.

Se esses fatores operassem independentemente nos materiais, a maneira mais simples de estimar a tenacidade resultante de aços seria a soma linear destes em cada etapa da fabricação. Todavia, a contribuição de cada um deve ser considerada de maneira combinada ao invés da simples adição.

Um dos trabalhos que apresenta modelos de correlação entre microestrutura e propriedades mecânicas em aços martensíticos foi realizado por Young e Bhadeshia (YOUNG, C. H., 1994), no qual os autores modelam as propriedades mecânicas (especificamente resistência) de uma microestrutura mista de bainita e martensita revenida, interpretando quantitativamente os resultados que mostram que a resistência alcança um pico numa determinada fração volumétrica de martensita, obtendo uma ótima concordância entre resultados experimentais e os estimados pelo modelo.

3 MATERIAIS E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

A seguir serão descritos os materiais e métodos utilizados para a realização do experimento.

3.1 MATERIAIS

O material de estudo deste trabalho consistiu no aço TRIP 690, fabricado pela empresa ArcelorMittal Vega do Sul, fornecido na forma de chapas finas de espessura de 1,15 mm, com 280 mm de comprimento e 21 mm de largura, as quais foram extraídas no sentido da laminação (sentido do comprimento), a partir de bobinas laminadas a frio. A composição química, destacando os principais elementos, deste material aparece indicada na Tabela 3.1, em %p, como fornecida pela empresa fornecedora.

Tabala 3.1- Composição química do aço TRIP 690.

Amostra E	
Elemento	%
Al	1,3860
B	0,0006
C	0,2067
Cr	0,1910
Cu	0,0360
Mn	1,8600
Mo	0,0150
N	0,0032
Nb	0,0245
Ni	0,0070
P	0,0150
S	0,0026
Si	0,2700
Ti	0,0040
As	0,0022
Sn	0,0030
Ca	0,0003
Zn	0,0020
W	0,1600
V	0,0030
Ae	1,3860
Co	0,0030
Zr	0,0030
Sb	0,0030

Fonte: ArcelorMittal Vega.

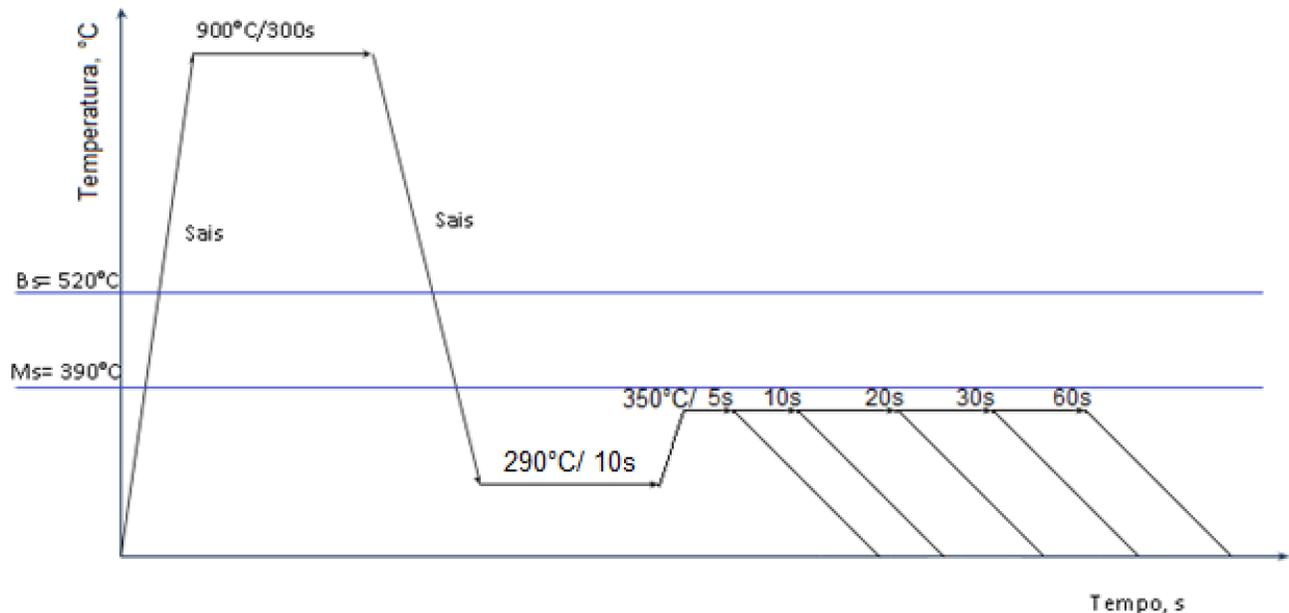
Os corpos de prova utilizados foram confeccionados com a geometria sugerida pela norma DIN EN ISO 6892, a qual estabelece os requisitos para ensaios de resistência à tração em produtos planos.

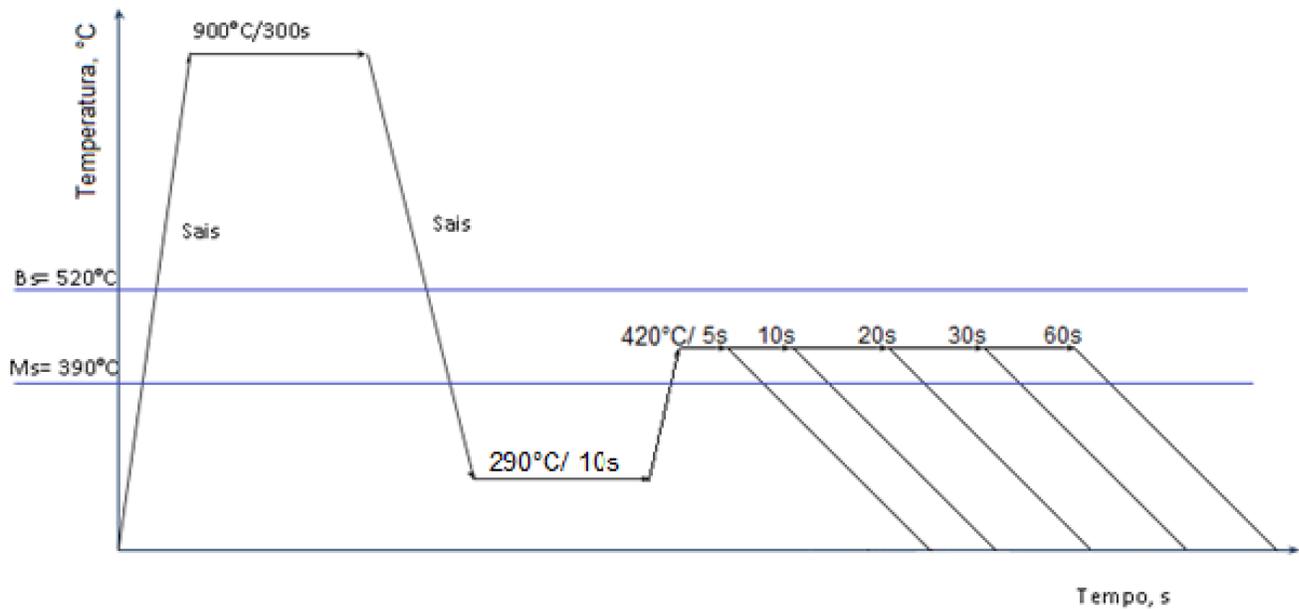
As amostras que foram utilizadas na caracterização microestrutural foram extraídas das extremidades de fixação dos corpos de prova de resistência à tração, depois de realizados os ciclos de tratamento térmico. Os corpos de prova para caracterizar a resistência mecânica à tração foram extraídos das chapas com auxílio de processo de corte em matriz acoplada a uma prensa hidráulica, instalada no Laboratório Central de Metalurgia da ArcelorMittal Vega do Sul. As amostras para estudo microestrutural foram extraídas com o auxílio de uma máquina de corte Cut-Off, instalada no mesmo laboratório.

3.2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

O procedimento experimental consistiu nos ciclos de tratamento térmico, que se representam na Figura 3.1.

Figura 3.1 - Plano de tratamento térmico de têmpera seguida de partição a 350°C (a) e a 420°C (b).





Fonte: Autor, 2015

Para a execução dos experimentos, os valores de B_s , M_s e M_f (temperatura de início de transformação bainítica e início e fim da transformação martensítica, respectivamente), indicados na figura 3.1, foram determinados através de cálculos, utilizando as equações experimentais propostas por Andrews (1965), relacionadas a seguir, bem como a utilização do Programa MAP_STEEL_MUCG46_90, que corresponde ao *Materials Algorithms Project* (MAP), desenvolvido pela *University of Cambridge* e o *National Physical Laboratory*, disponibilizados gratuitamente. Esse programa utiliza os valores de porcentagem mássica dos elementos carbono, silício, manganês, níquel, molibdênio, cromo e vanádio de cada amostra para determinar os valores de M_s .

$$M_s(^{\circ}C) = 539 - 423x\%C - 30,4x\%Mn - 17,7x\%Ni - 12,1x\%Cr - 7,5x\%Mo - 7,5x\%Si (\pm 13^{\circ}C)$$

$$M_f(^{\circ}C) = M_s - 215 (\pm 15^{\circ}C)$$

em que %C, %Mn, %Si, %Ni, %Mo e %Al são as frações mássicas do carbono, manganês, silício, níquel, molibdênio e alumínio respectivamente.

Com base na metodologia apresentada, o valor de B_s foi 524°C e os valores de M_s obtidos foram 438,59°C e 394°C, com a equação e com o programa, respectivamente.

O tratamento térmico consistiu em um pré-aquecimento a 500°C, por uma hora, em que buscou-se pré-aquecer e homogeneizar a temperatura de trabalho, seguido de três etapas fundamentais: austenitização a 900°C por 300 s; martêmpera a 290°C por tempo de 10 s; partição às temperaturas de 350°C e 420°C, por tempos que variaram entre 5 e 60 s. As três etapas do ciclo experimental foram realizadas junto à empresa TUPYTEC, em Joinville-SC, utilizando fornos tipo poço com banho de sais, com controle de temperatura, que são ilustrados na figura 3.2. Após a etapa de partição os corpos de prova foram resfriados ao ar até a temperatura ambiente (23°C).

Figura 3.2 - Fornos utilizados na realização dos experimentos de tratamentos térmicos nas etapas de: (a) austenitização, (b) martêmpera, (c) partição.



Fonte: Autor, 2015.

Após o resfriamento os corpos de prova foram submetidos a limpeza consistindo em uma imersão em tanque com água quente (80°C), seguindo por um banho em solução aquosa com ácido muriático e neutralizante, posteriormente em água à temperatura ambiente e por último em óleo para promover a proteção contra oxidação, como ilustra-se na figura 3.3.

Figura 3.3 - Procedimento de limpeza após tratamento térmico. (a) água a quente (b) solução aquosa de ácido muriático e neutralizante, (c) óleo.



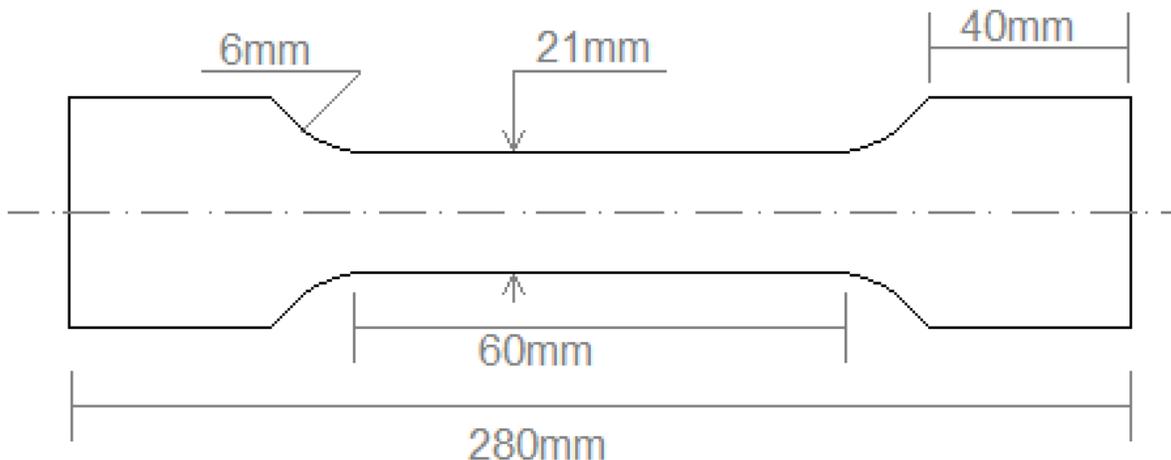
Fonte: Autor, 2015.

As temperaturas de martêmpera e de partição foram estabelecidas em função de critérios estabelecidos na literatura. No caso da martêmpera utilizou-se uma temperatura intermediária entre Ms e Mf, assim como em função da disponibilidade técnica do forno que foi utilizado, o mesmo atingia temperaturas até 290°C. No caso da temperatura de partição, optou-se por uma temperatura pouco abaixo de Ms, para provocar a transformação martensítica, e pouco acima dessa mesma temperatura, buscando obter uma microestrutura de transformação intermediária, neste caso, produtos bainíticos.

3.3 ENSAIOS MECÂNICOS

Para avaliar o comportamento mecânico do material foram realizados ensaios de tração nos corpos de prova no material em estado de partida e tratado termicamente, sob as diferentes condições experimentais, previamente identificados, para viabilizar a interpretação e análises dos dados. Como supracitado, a norma utilizada para estabelecer a geometria dos corpos de prova foi a DIN EN ISO 6892. A geometria dos mesmos está representada na figura 3.4.

Figura 3.4 – Dimensões dos corpos de prova.



Fonte: Autor, 2015.

Os corpos de prova foram identificados levando em consideração o código de registro do material, neste caso com as letras BE (bobina E), seguido do código de identificação das temperaturas de partição, neste caso o número a letra "A" indica que a temperatura de partição foi de 350°C e a letra "B" indica que a partição foi feita a 420°C,

a numeração subsequente corresponde-se com os tempos de partição ensaiados, independentemente da temperatura, conforme resume-se na tabela 3.2.

Tabela 3.2 - Identificação dos corpos de prova para os ensaios de tração e análise.

Amostra	TAust. °C	t _{Aust} , seg	TMart, °C	t _{Mart} , seg	TPart, °C	t _{Part} , seg				
						5	10	20	30	60
BEA	900	300	300	10	350	BEA1	BEA2	BEA3	BEA4	BEA5
BEB					420	BEB1	BEB2	BEB3	BEB4	BEB5

Legenda:
 TAust.: temperatura de austenitização; tAust.: tempo de austenitização; TMart.: temperatura de martêmpera; tMart.: tempo de martêmpera;
 Tpart.: temperatura de partição; tpart.: tempo de partição

Fonte: Autor, 2015

Para realizar os testes foi utilizada uma máquina Instron 5585, com capacidade de 100 kN, com velocidade de carregamento na fase elástica de 9,807 N/mm²/s e na fase plástica de 40 N/mm²/s. Para determinar a deformação foi utilizado um extensômetro com base de medida de 80 mm.

3.4 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

As amostras de cada corpo de prova, extraídas em uma das extremidades dos mesmos, foram submetidas aos procedimentos de preparação metalográfica, seguindo as recomendações da norma ASTM E3, que consistiu nas operações de desbaste em lixa metalográfica, polimento em pano metalográfico e ataque químico.

O desbaste foi feito utilizando uma seqüência de lixa 120, 320, 600 e 1200, onde em cada troca de lixa mudava-se em 90° a posição da amostra. Além das lixas, utilizou-se pano de polimento metalográfico e pasta de diamante com partículas de 1µm como material abrasivo, para melhorar o acabamento final da face polida.

Para a revelação da microestrutura utilizou-se os reagentes, Nital 4% e “Le Pêra” (LE PÊRA, 1980). O reagente Le Pêra ataca de forma diferenciada cada constituinte, conferindo-lhes uma cor característica (tons de marrom para a bainita, amarelo para a austenita retida e martensita e preto no caso da presença de perlita).

O ataque é efetuado misturando-se iguais quantidades de duas soluções químicas, uma delas formada por metabisulfito de sódio (2 g) dissolvido em água destilada (100 ml) e a outra formada por ácido pícrico (4 g) dissolvido em álcool etílico (100 ml), e em seguida

esfregando um chumaço de algodão embebido no reagente químico sobre a superfície da amostra. O tempo para o ataque foi de 30 s.

Foram feitas análises com microscopia óptica (MO), usando microscópio óptico Olympus BX51 (Japão) com programa de análise de imagem Pro Plus 2002, acoplado ao banco metalográfico, localizado junto ao Laboratório Central de Metalurgia da ArcelorMittal Vega, onde foram feitas as caracterizações do material em estado de partida e tratado termicamente, permitindo a identificação de fases e a determinação das frações volumétricas das mesmas.

A técnica de microscopia eletrônica de varredura (MEV), foi utilizada com a finalidade de caracterizar a morfologia das fases, principalmente das regiões onde há predomínio de austenita retida e de martensita. As amostras foram analisadas por microscopia de transmissão em um microscópio Philips CM 20, operando a 200 kV e por microscopia eletrônica de varredura utilizando um microscópio Zeiss, modelo DM960, disponível no mesmo laboratório na ArcelorMittal Vega do Sul.

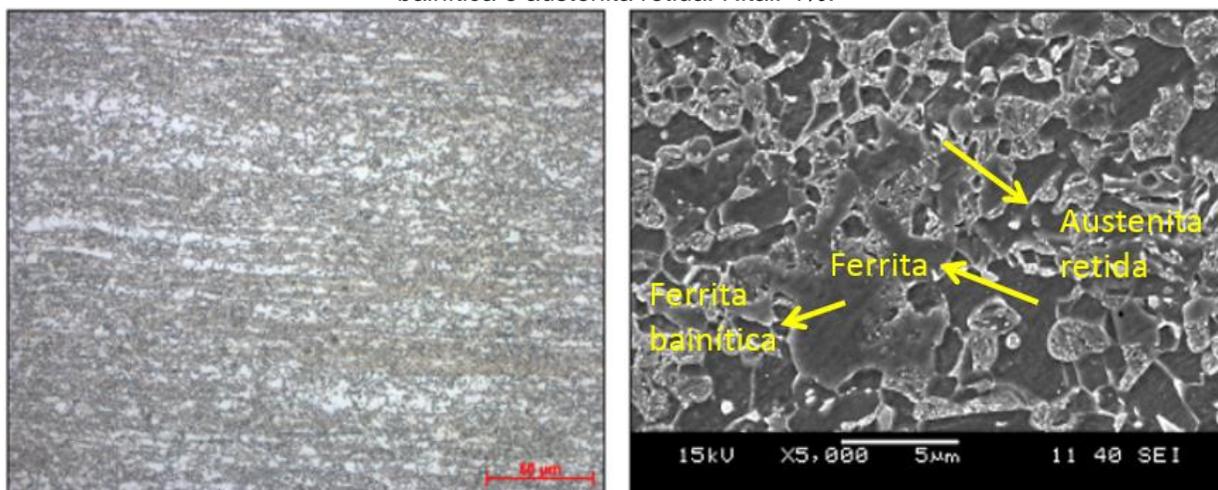
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados obtidos pelo experimento descrito anteriormente serão apresentados e comentados nessa seção.

4.1 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E MECÂNICA DO AÇO EM ESTADO INICIAL (SEM T&P)

O estudo da microestrutura realizado com auxílio de Microscopia Óptica (MO), do aço TRIP 690, como fornecido pela empresa ArcelorMittal Vega do Sul, revelou a presença de ferrita alotromórfica - α_A , acompanhando os antigos contornos de grão de austenita, feixes de ferrita bainítica - α_B nucleada, preferencialmente, na interface de ferrita/austenita bem como no antigo contorno austenítico, os quais aparecem entremeados de finos filmes de austenita retida - γ_r , conforme se ilustra na micrografia da figura 4.1.

Figura 4.1 - MO e MEV: microestrutura do aço TRIP 690, no estado inicial, ferrita alotromórfica, ferrita bainítica e austenita retida. Nital: 4%.



Fonte: Autor, 2015.

Os resultados da caracterização das propriedades mecânicas do material em estado inicial (sem T&P) aparecem indicados na tabela 4.1.

Tabela 4.1 - Propriedades mecânicas do aço TRIP 690MPa em estado inicial.

Limite de resistência	Limite de escoamento	Alongamento
946 MPa	517 MPa	17%

Fonte: Autor, 2015.

Conforme as características mecânicas deste material e os aspectos da sua microestrutura trata-se de um aço de primeira geração, onde a fração volumétrica de austenita retida, de 18%, determinada através difração de raios X*, somado ao percentual de ferrita bainítica, de 48%, conferem ao material o compromisso entre o alongamento e a resistência mecânica.

* Comunicação pessoal.

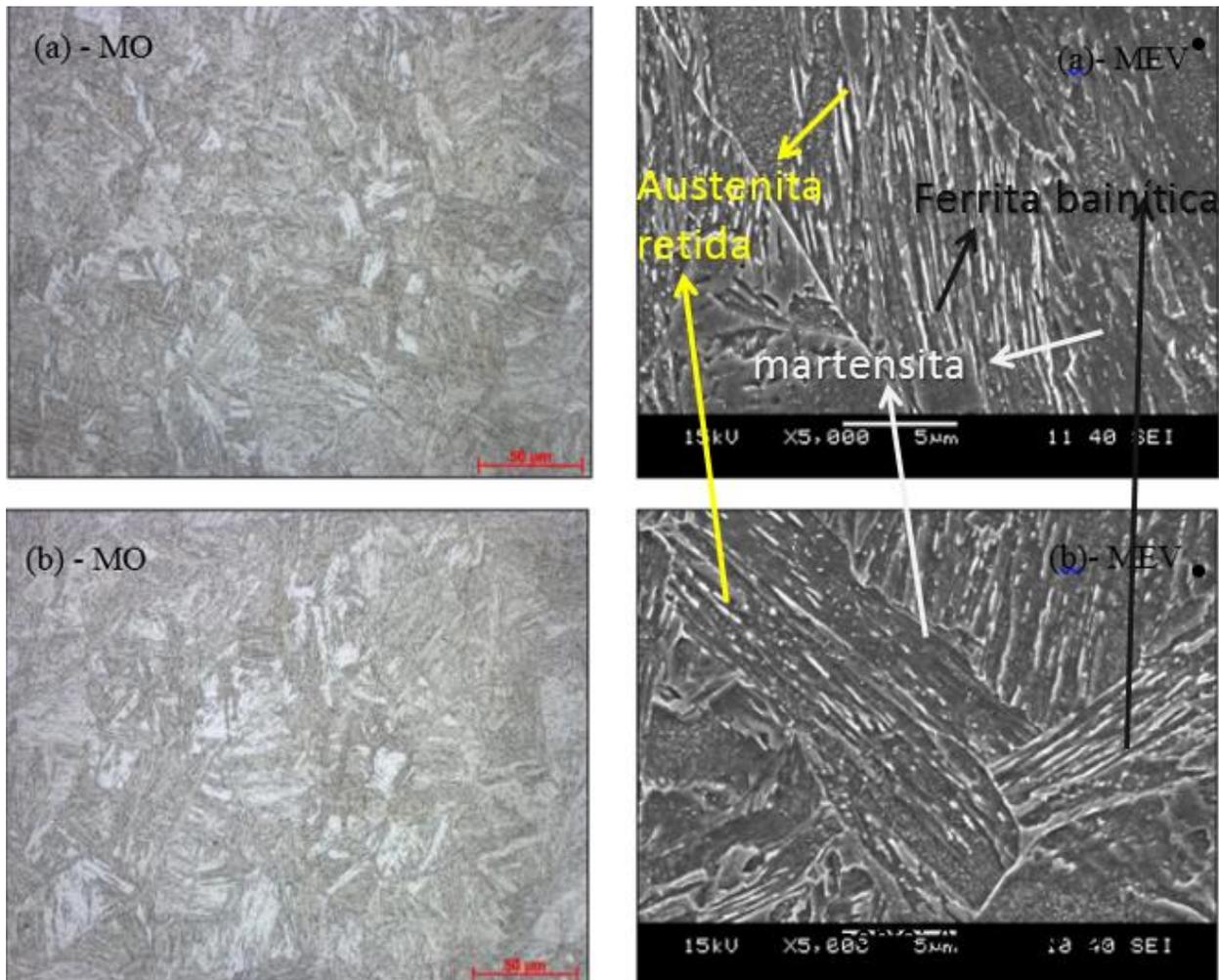
4.2 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E MECÂNICA DO AÇO APÓS TRATAMENTO DE TÊMPERA E PARTIÇÃO

Os parâmetros do tratamento isotérmico no campo martensítico, influenciam notoriamente na constituição da microestrutura final, na relação entre a fração volumétrica dos constituintes microestruturais e na morfologia dos mesmos.

A figura 4.2 exibe a microestrutura da amostra submetida à partição por tempo de 60 s a 350°C e 420°C. De modo geral, independentemente do tempo de partição, observou-se uma microestrutura constituída por martensita com formato de ripas muito finas, formando colônias (indicadas na micrografia), onde a nucleação é percebida a partir dos antigos contornos de grão de austenita, que conforme Lima (2006) e Colpaert (2008) é a microestrutura típica de martensita revenidas em baixas temperaturas.

Constatou-se, também, que na amostra submetida à partição por tempo de 60 s à temperatura de 420°C, observam-se regiões onde há predominância de austenita retida, diferente do que acontece nas condições experimentais com menor tempo. Além de uma microestrutura mais rica em austenita retida, a amostra tratada com partição a 420°C apresenta componentes microestruturais mais aciculares que se assemelham aos reportados na literatura, caracterizado como ferrita bainítica (FERRER, 2003).

Figura 4.2 – MO e MEV: Microestrutura do aço TRIP 690 modificada por têmpera e partição a 350°C (a) e 420°C (b), por tempo de 60s. Ripas de martensita acompanhadas por ferrita bainítica e austenita retida.



Fonte: Autor, 2015.

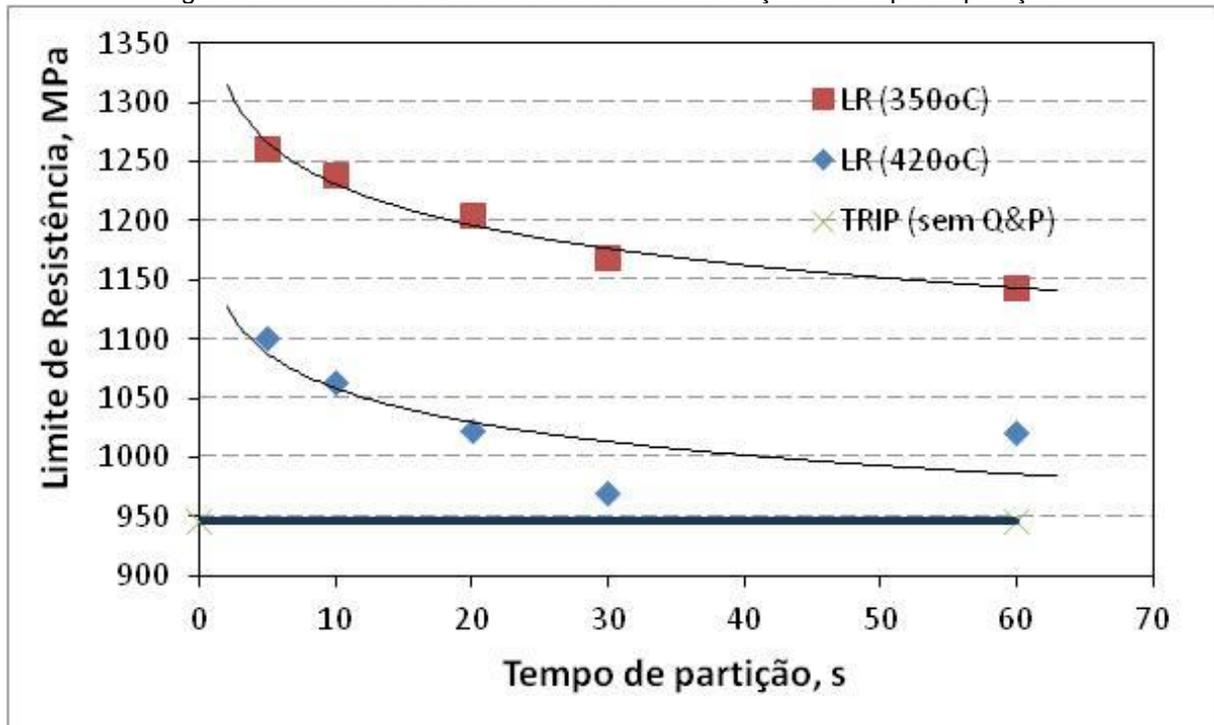
Os resultados dos ensaios mecânicos realizados em cada condição de tratamento térmico são apresentados na tabela 4.2 e ilustrados através de gráficos de tensão em função da deformação de engenharia na figura 4.4. No gráfico da figura 4.3 temos a representação da influência do tempo de partição sobre o limite de resistência mecânica do material. Quanto maior o tempo, a tendência é diminuir o valor do limite de resistência mecânica.

Tabela 4.2 - Resultados dos ensaios de resistência mecânica

Corpo de Prova	Limite de resistência	Limite de escoamento	Alongamento
BEA-01	1260 MPa	743 MPa	8%
BEA-02	1238 MPa	752 MPa	7%
BEA-03	1204 MPa	726 MPa	7%
BEA-04	1168 MPa	709 MPa	7%
BEA-05	1143 MPa	709 MPa	9%
BEB-01	1100 MPa	704 MPa	8%
BEB-02	1064 MPa	695 MPa	9%
BEB-03	1023 MPa	672 MPa	11%
BEB-04	969 MPa	708 MPa	11%
BEB-05	1020 MPa	692 MPa	11%

Fonte: Autor, 2015.

Figura 4.3 – Gráfico do limite de resistência em função do tempo de partição.

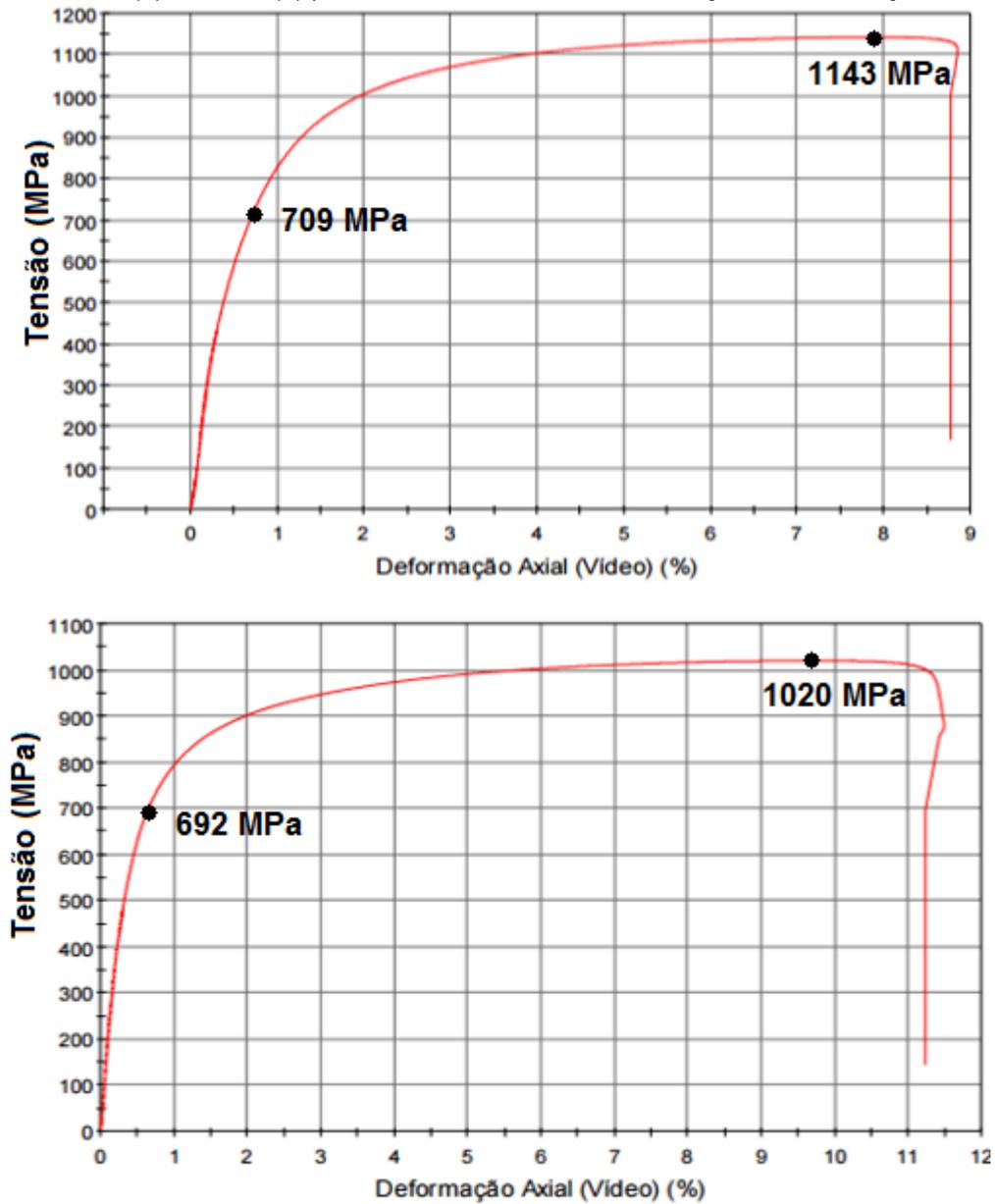


Fonte: Autor, 2015.

Os gráficos da figura 4.4 são representativos do comportamento mecânico das diferentes condições experimentais abordadas neste trabalho. Pode-se observar a diferença das áreas do gráfico, mostrando que quanto maior a temperatura de partição,

maior o alongamento dos corpos de prova. Os gráficos das outras condições experimentais aparecem relacionados no anexo.

Figura 4.4 - Comportamento mecânico característico do aço TRIP 690 em estado de têmpera e partição a 350°C (a) e 420°C (b) por 60s. Gráfico da tensão em função da deformação.



Fonte: Autor, 2015.

Os corpos de prova do tratamento A mostraram, em média, um crescimento de 40,77% no limite de escoamento, 27,12% no limite de resistência à tração e uma redução

de 55,29% na porcentagem de alongamento, quando comparados com o aço antes da têmpera e partição.

Os corpos de prova do tratamento B mostraram, em média, um crescimento de 34,27% no limite de escoamento, 9,42% no limite de resistência à tração e uma redução de 41,17% na porcentagem de alongamento, quando comparados com o aço antes da têmpera e partição.

Na tabela 4.2 pode-se ver que tanto os valores do limite de escoamento quanto os limites de resistência à tração diminuem conforme o tempo, de permanência no forno de partição, aumenta. Esse comportamento foi constatado na literatura, e é atribuído à recuperação da subestrutura de discordâncias durante a partição (MARTINS, 2007). A relação com o alongamento varia pouco. Essa porcentagem tem mudanças diretamente proporcionais com o aumento da temperatura de partição. Conforme constatado na literatura, aumentando o tempo e a temperatura de partição, tem-se maior alongamento, que pode estar relacionado com o aumento do enriquecimento de carbono na austenita retida, acentuando sua estabilidade à temperatura ambiente, conforme descrito por Ferrer (2003).

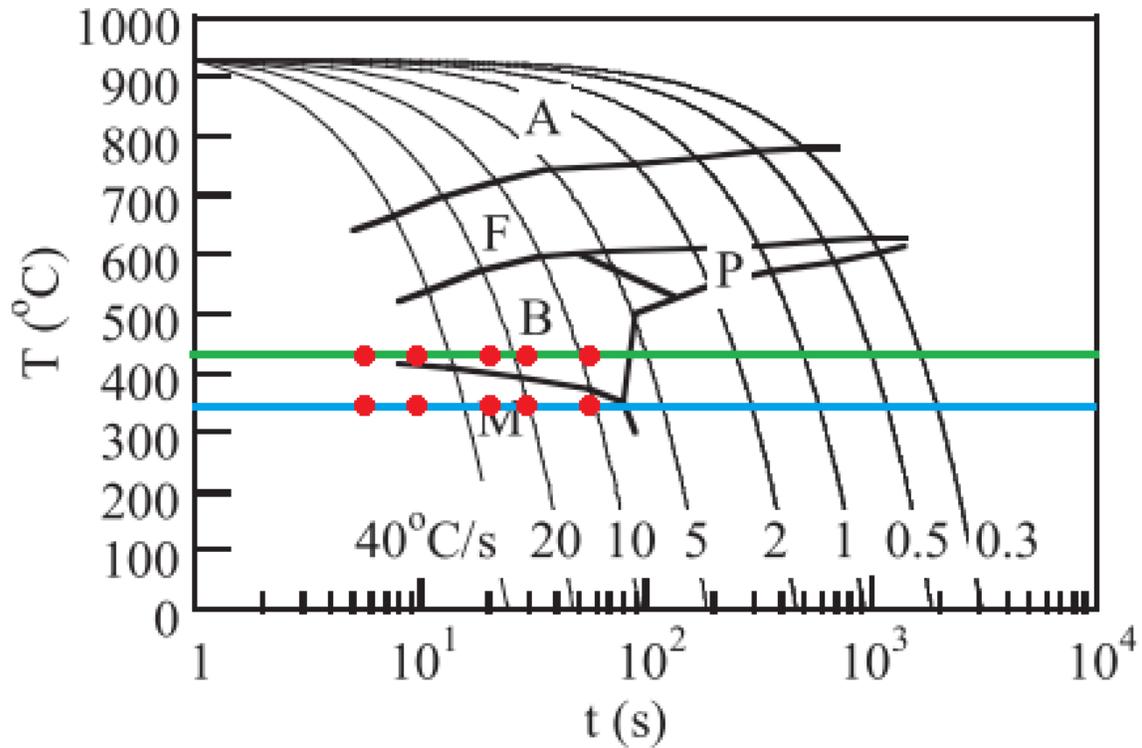
O aumento do alongamento nas condições experimentais em maior temperatura e tempo de partição estão associadas à presença das regiões ricas em austenita retida, descritas anteriormente.

Conforme Martins (2007), os valores de limite de escoamento e limite de resistência à tração maiores que os do aço sem tratamento, se atribui à presença de martensita na estrutura pós T&P, principalmente quando o tempo é menor.

Outro aspecto importante é decorrente da comparação do alongamento do material na condição de partida e quando tratado termicamente com T&P. Observa-se uma queda no alongamento, de 17% (antes da T&P) para 11 %, depois da têmpera e partição em temperatura e tempo maior - amostra BEB05. Na figura 4.5 se sobrepõem o ciclo de tratamento de têmpera e partição desenvolvido neste trabalho sobre um diagrama de resfriamento contínuo (CCT- *Continuous Cooling Transformation*), que corresponde a uma liga com composição química semelhante, nota-se que para as temperaturas de partição adotadas requer um maior tempo de permanência para garantir a difusão de carbono das ripas de martensita, previamente formadas na martêmpera, para a austenita

circunvizinha, conseqüentemente, justifica-se a predominância da fase martensítica na microestrutura, que confere ao material maior resistência mecânica, como reportado por Martins (2007).

Figura 4.5 – Diagrama CCT para aço usado no estudo da literatura; A, F, B, P, B e M representam austenita, ferrita, perlita, bainita e martensita, respectivamente.



Fonte: Adaptado de Kobayashi, 2011.

5 CONCLUSÕES

As conclusões deste trabalho são:

- A morfologia da transformação de fase em aços TRIP, modificados por têmpera e partição em baixas temperaturas está caracterizada pela predominância de ripas muito finas de martensita que independe do tempo de partição, conforme observações por técnicas de microscopia;
- Amostras tratadas por tempos maiores de partição (de 30 a 60s), em temperatura maior (420°C), observaram-se regiões com predomínio de austenita retida associado à escassa fração de ferrita bainítica, conforme imagens de microscopia;
- Para tempos maiores de partição, também, constata-se os maiores valores de alongamento (11%), como consequência da maior fração de austenita retida, quando comparado com o alongamento (7%) quando o tempo de partição é menor;
- Constatou-se que os comportamentos mecânicos estão relacionados com tempos e temperatura da partição. Com maiores valores de limites de resistências estão associados às condições experimentais à temperatura de 350°C e ao tempo de 5 s, associado à predominância de martensita;
- Constatou-se experimentalmente que os tempos adotados não são suficientes para promover ganhos de carbono, por difusão, na austenita e conseqüentemente, no aumento esperado do alongamento do material.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Promover estudos de cinética de transformações de fase por resfriamento isotérmico para obter experimentalmente as janelas de tratamento dos aços estudados, com isto, otimizar a relação tempo/fração de austenita retida/alongamento.

REFERÊNCIAS

- [1] Andrade, Luís Claudio M.(Brasil). Senai/companhia Siderurgia de Tubarão (Ed.). **Mecânica: Tratamentos Térmicos**. Vitória: Senai, 1997. 16 p.
- [2] B. Abdulhay, B. Bourouga, C. Dessain: '**EXPERIMENTAL STUDY OF HEAT TRANSFER IN HOT STAMPING PROCESS**'. *Proc. International Conference on Advances in Mechanical Engineering and Mechanics (ICAMEM)*. ISBN: 978 9973 082 008. 16-18, December 2008, Sousse, Tunisia.
- [3] BRANDÃO, S. A. A. **A INFLUÊNCIA DA DEFORMAÇÃO PLÁSTICA SOBRE A ESTABILIDADE MECÂNICA DA AUSTENITA RETIDA EM AÇOS 300M**. 2007. 100f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2007.
- [4] CALCAGNOTTO, Marion; PONGE, Dirk; RAABE, Dierk. **ON THE EFFECT OF MANGANESE ON GRAIN SIZE STABILITY AND HARDENABILITY IN ULTRAFINE-GRAINED FERRITE/MARTENSITE DUAL-PHASE STEELS**. The Minerals, Metal & Materials Society and Asm International, Germany, v. 43, p.37-46, Jan. 2012.
- [5] CALLISTER Jr., William D. **Ciência e Engenharia de Materiais uma Introdução**. 7. ed. Rio de Janeiro: Ltc, 2008. 705 p.
- [6] Carlsson, B.; Larsson, J.; Nilsson, T. **DUAL-PHASE STEELS FOR AUTO BODY: DESIGN, FORMING AND WELDING ASPECTS**. SSAB Tunnsplatt AB, Borlange, Sweden, 2005.
- [7] CASTRO, Marcos Roberto de. **ESTUDO SOBRE O USO DE AÇO BIFÁSICO COMO MATÉRIA-PRIMA EM COMPONENTES ESTAMPADOS DE CARROCERIA VEICULAR**. 2012. 70 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia de Materiais, Universidade Presbiteriana Mackenzie, São Paulo, 2012.
- [8] **Conformação plástica dos metais / coord. rev. E. Bresciani Filho; pesq. atual. I.B. Silva; transc. dig. G.F. Batalha; rev. ed. dig. S.T. Button. – 1. ed. dig. -- São Paulo: EPUSP, 2011.**
- [9] Ferreira, S. R.; Vieira, L. S. **AVALIAÇÃO DA SOLDABILIDADE A PONTOS DE AÇOS DUAL PHASE REVESTIDOS**. In: XV Congresso e Exposição Internacionais da Tecnologia da Mobilidade, 2006, São Paulo.
- [10] FERRER, Modesto Hurtado. **Tenacidade à fratura do aço AISI/SAE- 4140 quando tratado através de têmpera e partição**. Joinville: Ufsc, 2013. 20 p.

Mecanicas. Tese de Doutorado, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro-Rj, 2007.

- [11] FONSECA, Fabiano Augusto Vallim et al. **AÇO BIFÁSICO PROCESSADO VIA LINHA DE GALVANIZAÇÃO CONTÍNUA: REVISÃO E ESTÁGIO ATUAL DE PRODUÇÃO NA USIMINAS/UNIGAL.** In: **SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO**, 42, 2005, Santos. USIMINAS. Santos, 2005. p. 1 - 9.
- [12] GORNI, A.A. Aços avançados de alta resistência: Microestrutura e propriedades mecânicas. **Corte & Conformação de Materiais**, v. 1, n. 1, p.26-57, dez. 2008.
- [13] GRANDE, Paulo Campo. Volkswagen Up: Com construção moderna e equipamentos de última geração, o compacto estabelece novo padrão de segurança para os veículos nacionais. 2014. Disponível em: <<http://quatorrodas.abril.com.br/carros/testes/volkswagen-up-773936.shtml>>. Acesso em: 09 de abril. 2014.
- [14] GRANT, Thomas Aaron et al. CARBON ATOM RE-DISTRIBUTION DURING QUENCHING AND PARTITIONING. **Isij International**, Middletown, v. 54, n. 1, p.2900-2906, ago. 2014.
- [15] KANTOVISCKI, Adriano Rogério, **CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E MICROESTRUTURAL DE AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA TRIP 800**, 2005, Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 2005.
- [16] KOBAYASHI, Junya et al. MICROSTRUCTURE AND RETAINED AUSTENITE CHARACTERISTICS OF ULTRA HIGH-STRENGTH TRIP-AIDED MARTENSITIC STEELS. **Isij International**, Shinshu, v. 52, n. 6, p.1124-1129, out. 2011.
- [17] LIBERTO, Rodrigo Cesar N. **VIDA EM FADIGA DE AÇOS CARBONO COM ESTRUTURA BIFÁSICA FERRITA-MARTENSITA.** São Bernardo do Campo, 2001. 33 p.
- [18] LONGHI, Alessandro; BUTTON, Sergio Tonini. **ESTAMPAGEM A QUENTE DE RECORTES DE CHAPAS DE AÇO AO BORO SOLDADAS A LASER.** In: **CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO**, 7, 2013, Itatiaia. Itatiaia: Abcm, 2013. p. 1 - 10.
- [19] MALAKONDAIAH, G., SRINIVAS, M., RAMA RAO, P. **Ultrahigh-Strength Low-Alloy Steels With Enhanced Fracture Toughness**, *Progress in Materials Science* v. 42, pp. 209-242, 1997.

- [20] MARCEL, Thyago. **CCJ aprova obrigatoriedade em lei de teste de impacto em veículos.** 2015. Disponível em: <<http://www2.camara.leg.br/camaranoticias/noticias/TRANSPORTE-E-TRANSITO/491363-CCJ-APROVA-OBRIGATORIEDADE-EM-LEI-DE-TESTE-DE-IMPACTO-EM-VEICULOS.html>>. Acesso em: 30 jun. 2015.
- [21] Martins, Ana Rosa Fonseca de Aguiar Martins; Rizzo, Fernando. **TÊMPERA E PARTIÇÃO EM AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA CONTENDO NI: MODELAGEM CINÉTICA, MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS.** Rio de Janeiro, 2007. 194p. Tese de Doutorado – Departamento de Ciência dos Materiais e Metalurgia, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro.
- [22] MARTINS, Vinícius; et al. **Previsão da Tensão de Escoamento do Aço 42CrMo4 em Altas Temperaturas** – Uma Revisão. In: 66º Congresso Anual da ABM, São Paulo, 2011. p.1877-1888.
- [23] Matlock, D. K.; Zia-Ebrahimi, F.; Krauss, G. **STRUCTURE, PROPERTIES, AND STRAIN HARDENING OF DUAL-PHASE STEELS.** American Society of Metals, pp. 47-87, 1982.
- [24] MEYSAMI, A. H., et al. **An Investigation on the Microstructure and Mechanical Properties of Direct-Quenched and Tempered AISI 4140 Steel.** Materials and Design, Elsevier, Tehran, 2009.
- [25] MORO, Prof. Eng. Mec. Norberto; AURAS, Téc. Mec. André Paegle. **CONFORMAÇÃO MECÂNICA II – Extrusão, Trefilação e Conformação de Chapas.** Florianópolis: Centro Federal de Educação Tecnológica de Santa Catarina, 2006.
- [26] NEUGEBAUER, R. **Sheet Metal Forming at Elevated Temperatures.** Annals of the CIRP, 55:2, 2006, 793-816.
- [27] PADILHA, Angelo Fernando. **Materiais de Engenharia: Microestrutura e Propriedades.** Curitiba/São Paulo: Hemus/MCT, 2000.
- [28] QU, Hao et al. A 3rd Generation Advanced High-Strength Steel (AHSS) Produced by Dual Stabilization Heat Treatment (DSHT). **The Minerals: Metallurgical and Materials Transactions**, v. 44, n. 19, p.4450-4453, out. 2013.
- [29] QU, Hao. **ADVANCED HIGH STRENGTH STEEL THROUGH PARAEQUILIBRIUM CARBON PARTITIONING AND AUSTENITE STABILIZATION.** 2013. 253 f. Tese (Doutorado) - Curso de Philosophy, Materials Science And Engineering, Case Western Reserve University, Western, 2012.
- [30] REBECHI, João Guilherme. **Correlações Numéricas entre Taxas de Resfriamento, Microestruturas e Propriedades Mecânicas para o Tratamento**

- Térmico do Aço AISI/SAE 4140.** 2011. 92 p. Dissertação (Mestrado) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre.
- [31] Ribeiro, Luis Paulo Pires Gonçalves. **CARACTERIZAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO SAE 4140 APÓS DIFERENTES TRATAMENTOS DE TÊMPERA E REVENIDO.** Rio de Janeiro, 2006. 106 p. Dissertação de Mestrado - Departamento de Ciência dos Materiais e Metalurgia, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro.
- [32] SANTOS, Murilo Gabriel dos; ARNOLD, Felipe Roxadelli; SOUZA, JÉssica Fernanda de. **REDUÇÃO DE PESO DOS AUTOMÓVEIS UTILIZANDO AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA.** 2013. 43 f. Tese (Doutorado) - Curso de ., Fundação Parque Tecnológico Itaipu - Fpti, Curitiba, 2013.
- [33] SANTOS, Murilo Gabriel dos; ARNOLD, Felipe Roxadelli; SOUZA, Jéssica Fernanda de. **REDUÇÃO DE PESO DOS AUTOMÓVEIS UTILIZANDO AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA.** Curitiba: Fundação Parque Tecnológico Itaipu - Fpti, 2013.
- [34] SILVA, A. J. S. T. **TRATAMENTO TÉRMICO DE TÊMPERA E PARTIÇÃO E PARTIÇÃO EM FERROS FUNDIDOS NODULARES.** 2013. 125 f. Dissertação. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade de São Pulo, São Paulo.
- [35] SILVA, André Luiz V. da Costa e. MEI, Paulo Roberto. **Aços e Ligas Especiais.** 2 ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2006.
- [36] SPEER, G. J. **O processo “Têmpera e Partição” Promete Alta Resistência e Alongamento.** Caderno Técnico Metalurgia e Materiais, USP, 2005.
- [37] SPEER, J.G.; MATLOCK,D.K.; De COOMAN, B; SCHROTH,J.G. **Carbon Partitioning into Austenite after Martensite Transformation.** Acta Materialia, 51, p.2611-2622, 2003.
- [38] TOMITA, Y. **Development of Fracture Toughness of Ultrahigh Strength low Alloy Steels for Aircraft and Aerospace Applications,** Materials Science and Technology v. 7, pp. 481-489, Jun. 1991.
- [39] TOMITA, Y. **Improvement of Low Temperature Mechanical Properties of Ultrahigh-Strength Low-alloy Steels,** Zeitschrift Fur Metallkunde v. 86, n. 8, pp. 568-574, 1995.
- [40] TOTTEN, George E. **Steel Heat Treatment: metallurgy and technologies.** Boca Raton: CRC Press, 2006. 820p.
- [41] VAN VLACK, L. H. **Princípios de Ciência e Tecnologia dos Materiais.** 2 ed. Rio de Janeiro: Campus, 1994. 567p.

- [42] VARGAS, J. E. **ESTUDO DA FORMAÇÃO, GEOMETRIA E RESISTÊNCIA DO PONTO NA SOLDAGEM POR RESISTÊNCIA: UMA ABORDAGEM ESTATÍSTICA**. 2006.164 f. Dissertação (Mestrado em Sistemas Mecatrônicos). Faculdade de Tecnologia, Universidade de Brasília, 2006.
- [43] WAYMAN, C. M.; BHADSHIA, H. K. D. H. Phase Transformations, Nondiffusive. In: CAHN, Robert W.; HAASEN, Peter (Ed). **Physical Metallurgy**. 4 ed. v 2. North Holland: Elsevier, 1996. p. 1507-1554
- [44] YOUNG, C. H., BHADSHIA, H. K. D. H. **Strength of Mixtures of Bainite Andmartensite**, Materials Science and Technology v. 10, pp. 209-214, 1994.

APÊNDICE

Imagem dos resultados obtidos no programa MAP_STEEL_MUCG46_90.

```
*****
XX                                     XX
XX                                     XX
XX          TTT DIAGRAMS FOR STEELS          XX
XX                                     XX
XX                                     XX
XX                                     XX
XX                                     XX
XX          by                               XX
XX                                     XX
XX          H. K. D. H. Bhadeshia          XX
XX          University of Cambridge        XX
XX                                     XX
XX                                     XX
*****

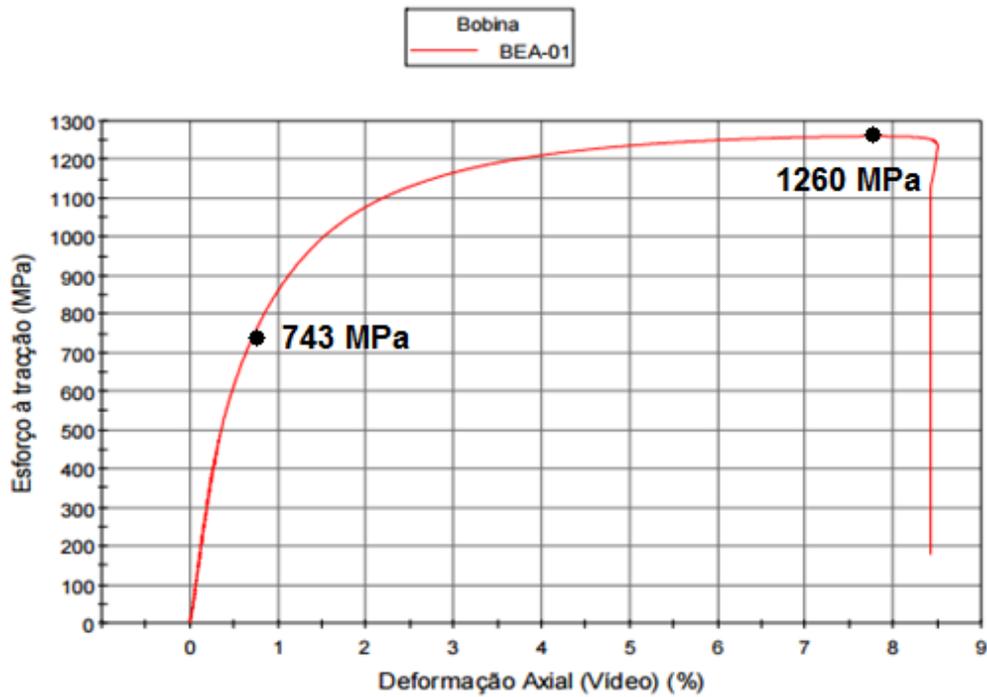
C:\Users\CABEÇA\Desktop\TCC\mucg46_90

          Identification Number ?
1
          Carbon wt.% ?
0.2067
          Silicon wt.% ?
0.2700
          Manganese wt.% ?
1.8600
          Nickel wt.% ?
0.0070
          Molybdenum wt.% ?
0.0150
          Chromium wt.% ?
0.1900
          Vanadium wt.% ?
0.0030

-----
      ***** FTO UERSUS TEMPERATURE *****
WIDMANSTATTEN START TEMPERATURES  540. &  680.
GROWTH LIMITED BAINITE START TEMP=  524. C
MARTENSITE START TEMPERATURE=     394. C
-----
-----
```

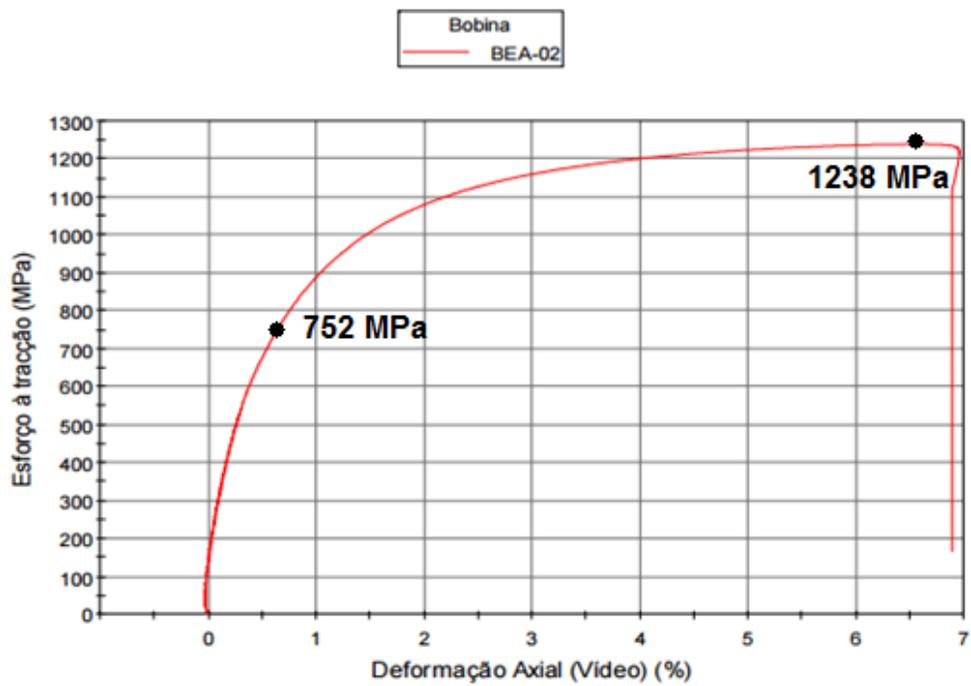
Fonte: Autor, 2015.

Gráfico da tensão de tração pela deformação do CP BEA – 01.



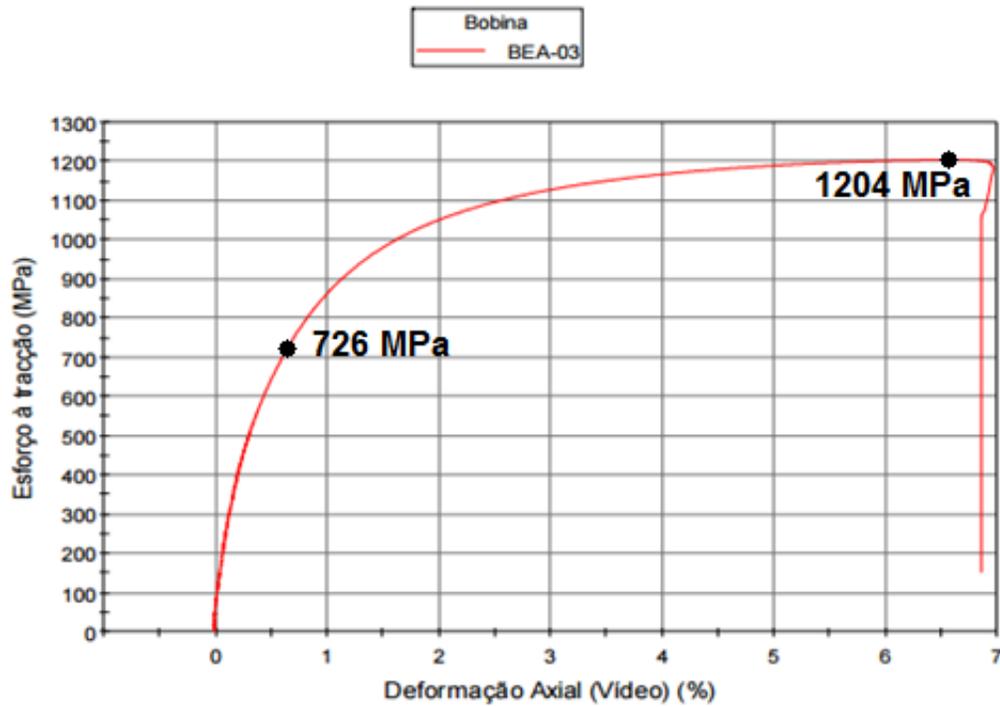
Fonte: Autor, 2015.

Gráfico da tensão de tração pela deformação do CP BEA – 02.



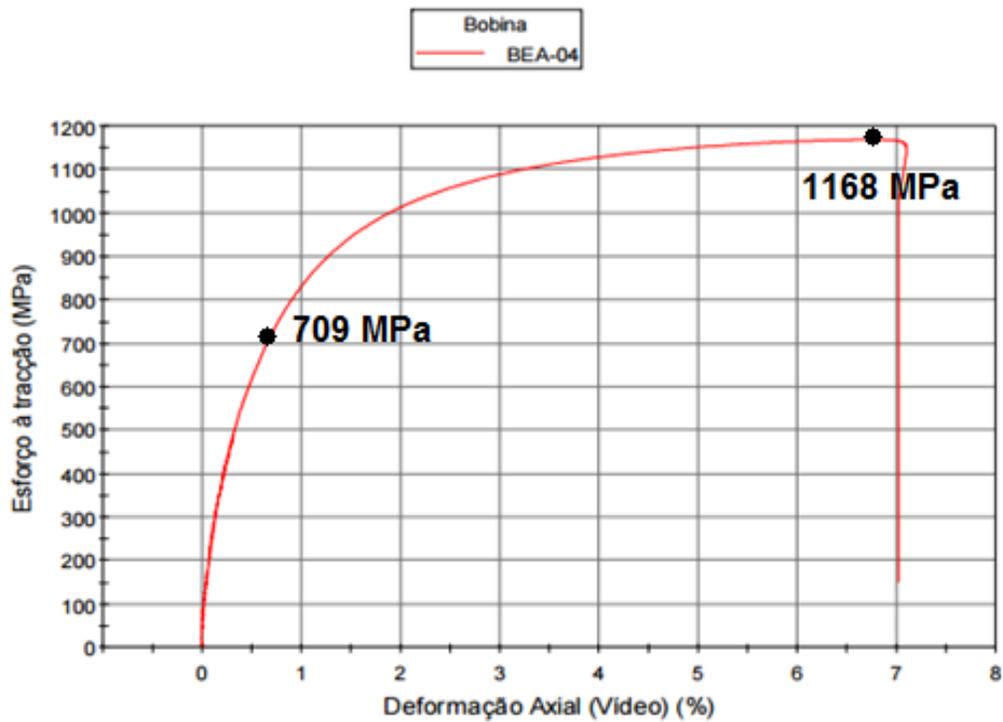
Fonte: Autor, 2015.

Gráfico da tensão de tração pela deformação do CP BEA – 03.



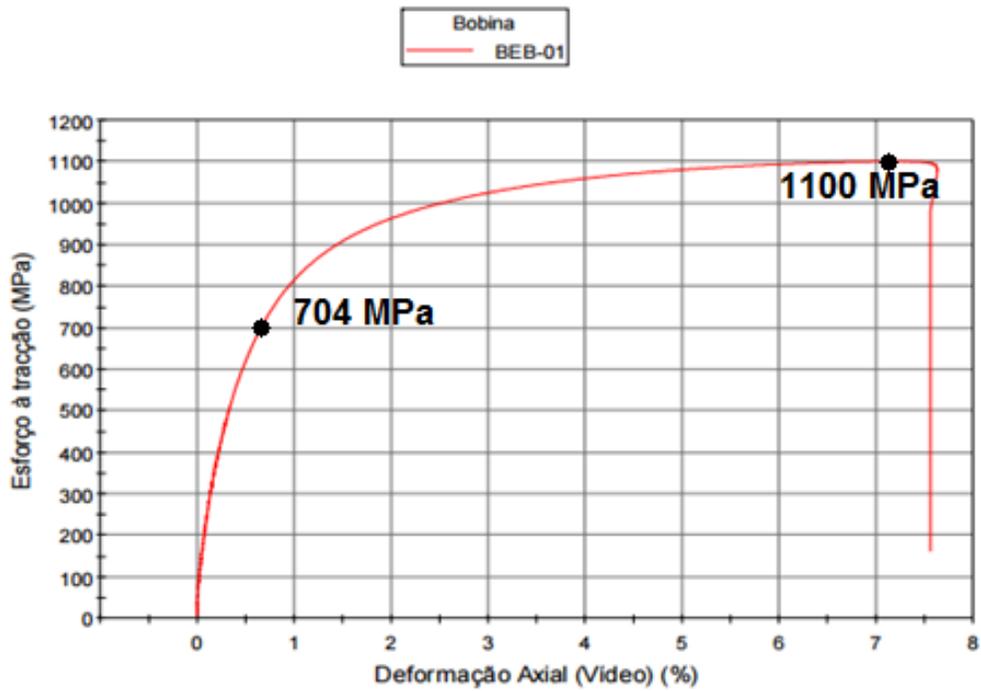
Fonte: Autor, 2015.

Gráfico da tensão de tração pela deformação do CP BEA – 04.



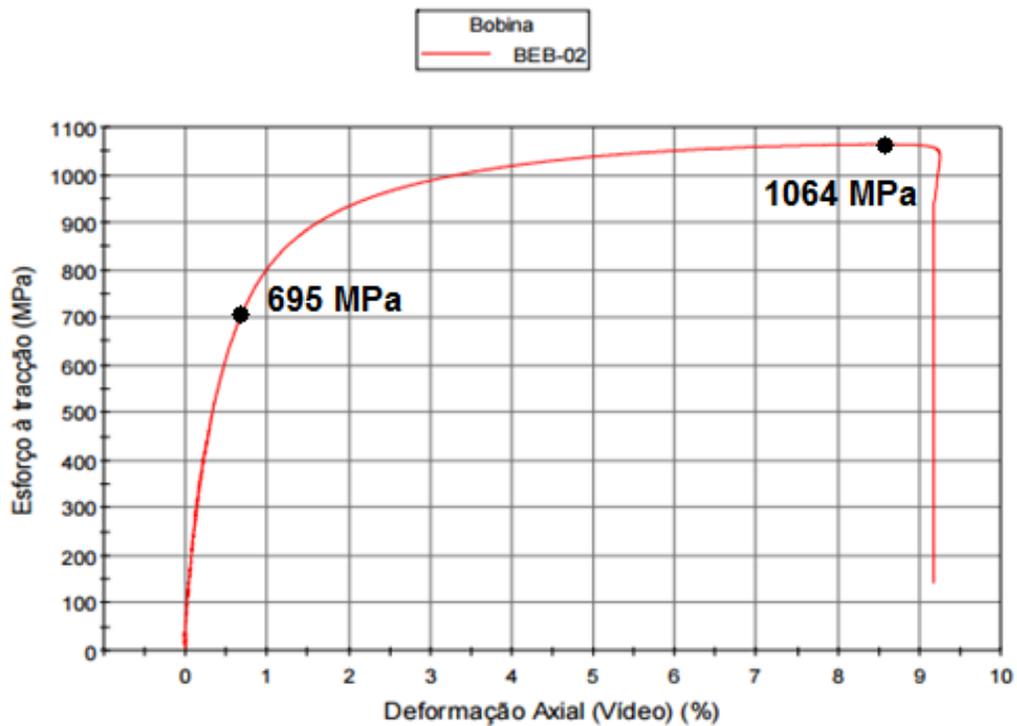
Fonte: Autor, 2015.

Gráfico da tensão de tração pela deformação do CP BEB – 01.



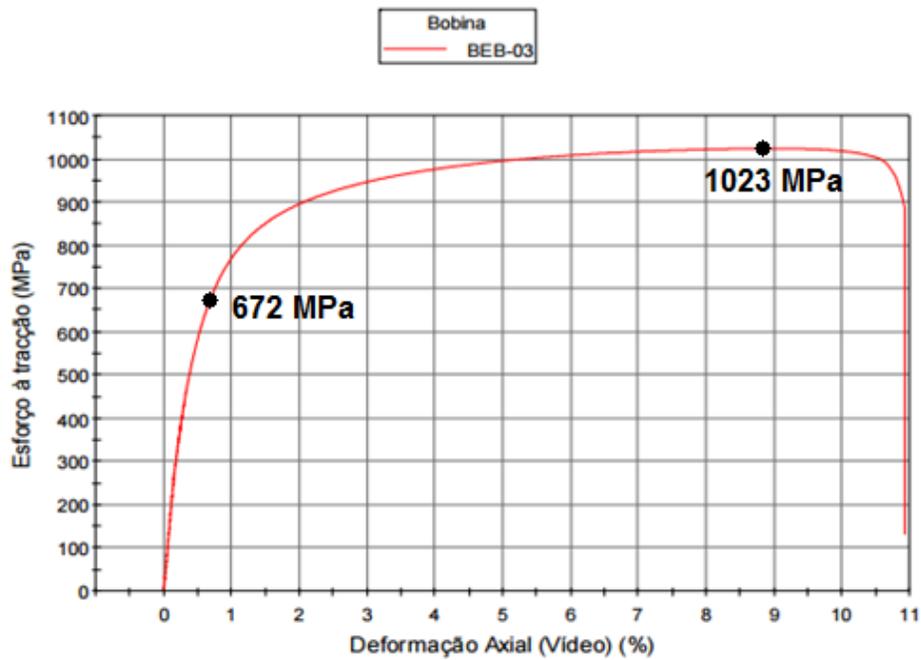
Fonte: Autor, 2015.

Gráfico da tensão de tração pela deformação do CP BEB – 02.



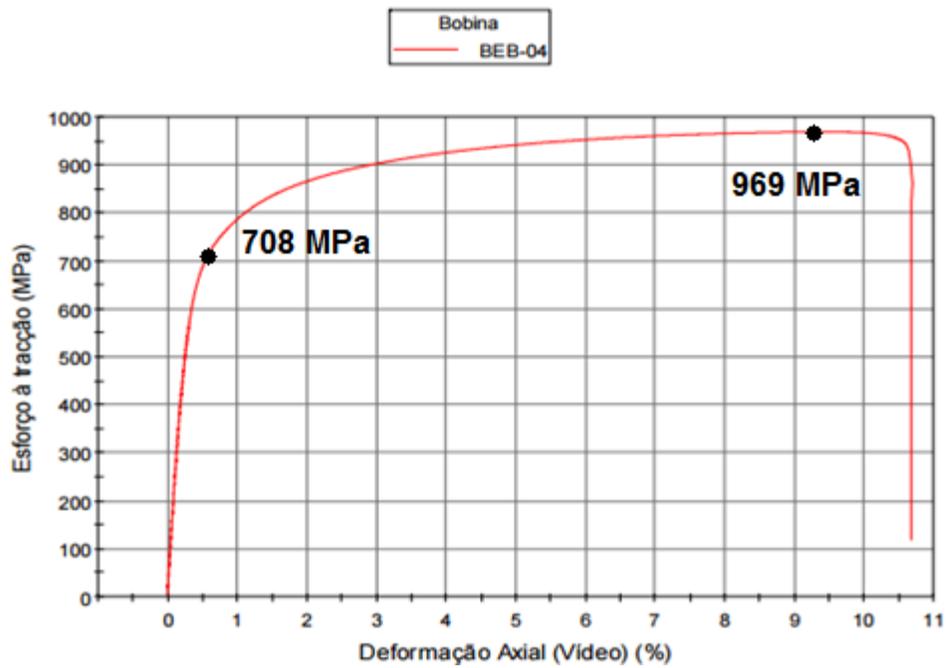
Fonte: Autor, 2015.

Gráfico da tensão de tração pela deformação do CP BEB – 03.



Fonte: Autor, 2015.

Gráfico da tensão de tração pela deformação do CP BEB – 04.



Fonte: Autor, 2015.