

## **Caracterização mecânica e microestrutural de um aço baixo carbono microligado com estrutura multifásica**

EILISES, C.C.A.<sup>I</sup>; HASHIMOTO, T. M.<sup>I</sup>; ABDALLA, A.J.<sup>II</sup>; PEREIRA, M.S.<sup>I</sup>;

<sup>I</sup>Departamento de Materiais e Tecnologia – Faculdade de Engenharia - Campus de Guaratinguetá - UNESP - Av. Ariberto Pereira da Cunha, 333, Pedregulho, Guaratinguetá, São Paulo  
e-mail: [celisei@feg.unesp.br](mailto:celisei@feg.unesp.br), [dmt@feg.unesp.br](mailto:dmt@feg.unesp.br), [amauri@fem.unicamp.br](mailto:amauri@fem.unicamp.br)

<sup>II</sup>Instituto de Estudos Avançados – IEAv/CTA - Rodovia dos Tamoios, Km 5,5 – São José dos Campos, São Paulo  
e-mail: [abdalla@ieav.cta.br](mailto:abdalla@ieav.cta.br)

---

### **RESUMO**

Neste trabalho foi realizada a caracterização mecânica e microestrutural de um aço microligado com estrutura multifásica. Foi aplicado tratamento térmico pré-determinado, objetivando a formação de uma microestrutura multifásica no material. Na caracterização microestrutural foram utilizados ataques químicos à base de metabissulfito de sódio e ácido pícrico, enquanto a caracterização mecânica foi realizada através de ensaios de tração. Os resultados demonstram o elevado potencial dos aços multifásicos em aplicações que necessitem de valores superiores de resistência e ductilidade, pois tanto para temperatura isotérmica de 400°C quanto para 350°C houve um ganho no limite de resistência à tração ficando em torno de 786MPa e 773MPa respectivamente, representando um aumento de 15,5% e 13,6% com relação ao material fornecido.

**Palavras chaves:** Reagente Le Pera, aços multifásicos, caracterização mecânica, caracterização microestrutural.

---

## **Mechanical and microstructural characterization of a multiphase microalloyed steel**

### **ABSTRACT**

A mechanical and microstructural characterization of a multiphase micro alloyed steel was realized in this work. A predetermined heat treatment was realized in order to nucleate a multiphase microstructure in the material. In the microstructural characterization sodium metabisulfite and picric acid etchants were applied, while the mechanical characterization was realized by tensile tests. The results showed a high potential of multiphase steel in applications that needs greater values of strength and ductility, because for both isothermal temperature of 400 ° C to 350 ° C as there was a gain in the limit of tensile strength getting around 786MPa and 773MPa respectively, representing an increase of 15.5% and 13.6% with respect to material provided.

**Keywords:** Le Pera etchant, multiphase steels, mechanical characterization, microstructural characterization.

---

## **1 INTRODUÇÃO**

A necessidade do desenvolvimento de aços com alta resistência e boa conformabilidade resultou no surgimento dos aços multifásicos, formados de ferrita, bainita, austenita retida e martensita. A quantidade de austenita retida nesses aços é que proporciona sua alta resistência e ductilidade, levando-se também em consideração o teor dos elementos de liga, sendo os principais o carbono, manganês e silício [1]. Nesses aços tenta-se conseguir uma maior eficiência do efeito TRIP através da estabilização da austenita retida para que esta se transforme em níveis mais elevados de tensão e deformação.

Os aços multifásicos são obtidos através de uma austenização parcial ou total, seguida de um tratamento isotérmico na faixa de temperatura de transformação bainítica. Durante o tratamento isotérmico, parte da austenita é transformada em bainita, enquanto outra parcela da austenita residual se transforma em martensita, durante a têmpera em água [2]. A ductilidade à temperatura ambiente depende do tempo de

permanência na faixa de transformação bainítica, assim como da mistura de martensita, bainita e austenita retida dispersa na matriz ferrítica, obtida mediante a austenitização parcial. Certamente, a transformação bainítica, durante o processo isotérmico de obtenção de aços TRIP, permite o enriquecimento de carbono de parte substancial de austenita, que permanece estável após resfriamento até a temperatura ambiente.

Diversos estudos Lian *et al* [3], Sugimoto *et al* [4], mostram que a austenita retida pode ser obtida por uma transformação parcial da bainita em aços com altas concentrações de silício (de 1,5 a 2,5% em peso). Esses trabalhos relacionam a porcentagem de silício com as diferentes propriedades obtidas em aços multifásicos. Assim torna-se necessário um mínimo de silício para prevenir a precipitação de cementita a partir da austenita retida durante a formação da ferrita bainítica, de tal forma como para permitir a estabilização da austenita por enriquecimento de carbono. Para que isso ocorra é necessária a presença de manganês, pois é reconhecido que este elemento de liga é estabilizador da austenita.

A proposta deste trabalho é mostrar que a estrutura multifásica em um aço contendo 0,08%C, 0,13%Si e 1,55%Mn, além de adições de molibdênio (0,23%), apresenta melhorias em suas propriedades mecânicas, especialmente com ganhos de resistência e ductilidade em relação ao aço no estado como fornecido. Para a caracterização da microestrutura do aço multifásico é utilizado o reagente de Le Pera [5], que consiste em uma solução de metabissulfato de sódio diluído em água e ácido pícrico diluído em álcool etílico. Com este ataque, a martensita e a austenita aparecem brancas, a bainita aparece marrom e a ferrita aparece de verde a azul esverdeada, dependendo da composição química do aço.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

A composição química do material analisado é dada na Tabela 1. Foram confeccionados 48 corpos-de-prova, de acordo com a norma ASTM E8M, para realização dos ensaios de tração e para a caracterização microestrutural.

**Tabela 1:** Composição química (pesos em porcentagem)

C	Si	Mn	P	Al	Cu	Nb	V	Ti	Cr	Ni	Mo
0,08	0,130	1,550	0,022	0,032	0,010	0,059	0,007	0,015	0,180	0,020	0,230

Para a realização dos tratamentos térmicos foram utilizados 2 fornos:

- O 1º forno utilizado é do tipo Mufla modelo KOE 40/25/65 com uma potência e temperatura máximas de 18KW e 1000°C, respectivamente. Este forno foi utilizado para a realização do aquecimento dos corpos-de-prova até a região intercrítica ( $\alpha + \gamma$ ). Para minimizar a descarbonetação dos mesmos foi utilizado o gás argônio, propiciando um ambiente inerte dentro da câmara do forno.

- O 2º forno utilizado é do tipo Banho de sal da marca Brasinter, modelo - ABO 35/60 com potência e temperatura máxima de 500°C.

Foram levados 44 corpos-de-prova ao forno Mufla, a uma temperatura de 740°C por 30 minutos. Após este tempo, 4 corpos-de-prova foram retirados do forno e resfriados ao ar; os 40 restantes foram retirados deste forno e transferidos para o forno de banho de sal. Deste lote, 20 corpos-de-prova receberam tratamento isotérmico à temperatura de 350°C e os outros 20 receberam o tratamento isotérmico à temperatura de 400°C. Nas 2 temperaturas de transformação os tempos de permanência foram de 30, 120, 300, 900 e 3600 segundos. O sal utilizado para a realização do tratamento isotérmico foi do tipo Durferret AVS 250.

Os 4 corpos-de-prova restantes não sofreram nenhum tipo de tratamento térmico, permanecendo como fornecido.

Para o ensaio de tração o equipamento utilizado foi uma máquina de tração MTS 81023M, servo hidráulica, com capacidade para 250KN. A velocidade do deslocamento do cabeçote foi de 0,5 mm/min, com aquisição de dados através do software do próprio equipamento.

Para análise metalográfica, após o processo de embutimento, as amostras foram lixadas com lixas d'água com as seguintes granulometrias: 400, 600, 1000, 1500 e 2000. O lixamento foi realizado levando-se em consideração as técnicas adequadas para este tipo de operação; fazendo-se a rotação das amostras de 90° durante a seqüência do processo e utilizando-se a água como refrigerante. Após o lixamento, as amostras foram polidas em uma politriz Struers – DP –10 com pasta de Alumina Arotec - 1µm e pasta de diamante Struers - 1µm.

Entre as operações de lixamento e polimento as amostras foram limpas, utilizando-se de um *Ultrason* por 5 minutos, com o objetivo de retirar qualquer resíduo restante do processo. Na seqüência, as amostras foram pré-atacadas com Nital 2%, por aproximadamente 3 segundos. Posteriormente foi realizado o ataque químico de LePera [5], que consiste em uma mistura de 1g de metabissulfito de sódio ( $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ ) diluído em 100 ml de água destilada (reagente I) e ácido pícrico diluído em 100 ml de álcool etílico (reagente II). Este ataque permite diferenciar até três tonalidades diferentes na microestrutura. O ataque com o reagente (mistura dos reagentes I e II citados), foi realizado por imersão, agitando-se a amostra por um período de 5 a 15 segundos. Após o ataque, se limpa a amostra repetidas vezes com álcool e seca-se com jato de ar.

Para se chegar às condições ideais do ataque, foram realizadas várias tentativas, modificando-se as proporções dos reagentes I e II e o tempo de exposição ao ataque. Observou-se que se mantendo o reagente a uma temperatura de 0°C, a proporção ideal dos dois reagentes utilizados foi de 1:1 e o tempo de exposição foi de 15 segundos.

A caracterização microestrutural foi realizada no microscópio óptico NIKON APOPHOT. Na determinação da fração volumétrica das fases presentes no material, utilizaram-se os programas *Materials Pro* e *Image Pro Plus*.

As micrografias foram analisadas em campo claro, com resolução de 640 x 480 pixels e com aumentos de 500 x para a quantificação das fases, e 1000 x para análise qualitativa do ataque realizado.

Para cada amostra atacada com o reagente químico, foram capturados 20 campos conforme a norma ASTM E1382. Após este procedimento foram determinadas as frações volumétricas das fases presentes do material.

### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Após a realização do ataque químico foram identificadas as fases presentes no material. Assim, com o auxílio do microscópio óptico, foram identificadas três colorações distintas sendo, branca para a austenita retida e martensita, azul-esverdeada para a ferrita e marrom-alaranjada para a bainita. O inconveniente deste método é a não separação da austenita retida da martensita. Na Figura 1 o resultado do ataque químico para uma amostra a 400°C e a 350°C. A Figura 2 mostra o mesmo tipo de coloração em trabalhos anteriores realizados por Pereira *et al* [6].

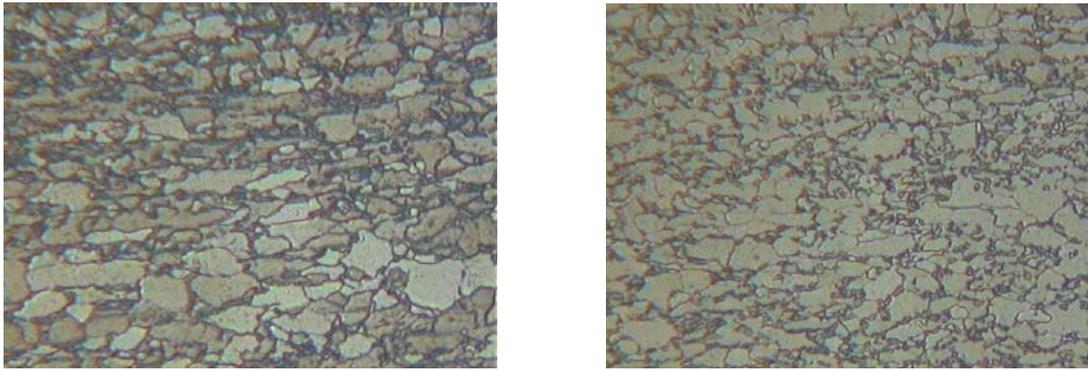
Tendo-se como certa a obtenção da estrutura multifásica de um aço TRIP, através do tratamento isotérmico, procedeu-se à análise quantitativa, ou seja, a determinação das frações volumétricas de cada microconstituente para as duas temperaturas de transformação isotérmica (Tabelas 2 e 3).

Pode-se notar que, variando o tempo de permanência, a fração volumétrica de *ferrita* permanece praticamente constante para as duas temperaturas de transformação, e a explicação mais plausível para este fenômeno seria que após o resfriamento iriam surgir duas fases, a ferrita ( $\alpha$ ) e a austenita ( $\gamma$ ). A *ferrita* não irá sofrer nenhuma reação, então sua proporção é constante, porém a austenita que é rica em carbono irá se transformar em bainita, martensita e austenita retida, como também foi verificado por Girault, Jacques *et al* [7].

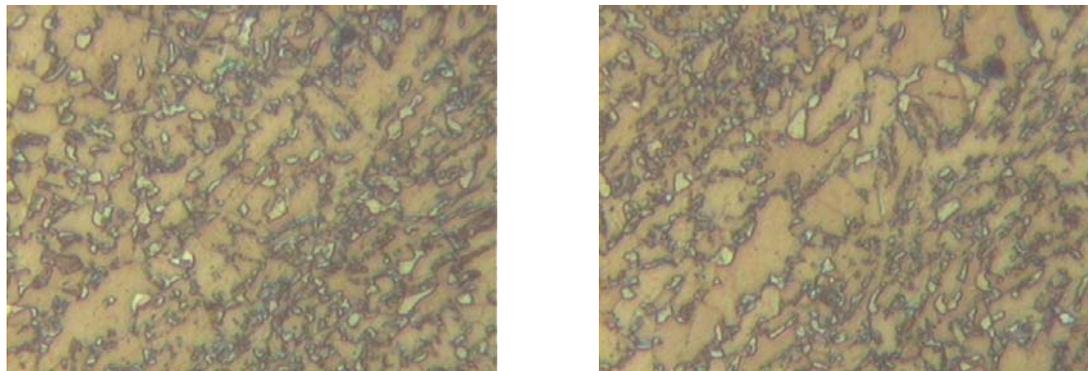
A fração volumétrica da *bainita* aumenta durante a transformação isotérmica em função do tempo, porém atingindo um limite onde ela não sofrerá transformação, permanecendo com uma quantidade considerável de austenita. A transformação é interrompida antes que a austenita atinja seu equilíbrio. Este fenômeno é denominado “fenômeno da reação incompleta”. Honeycombe e Bhadeshia [8] mostraram que este limite varia em função da composição química do material e do tratamento térmico realizado. Quando ocorre o fenômeno da reação incompleta, não existe mais transformação bainítica. Porém, para o material em estudo houve para todos os tempos de permanência um aumento do microconstituente bainítico, então se pode sugerir que este fenômeno ocorra em tempos de permanência maiores do que os estudados neste trabalho.

Sakuma *et al* [9] verificaram que a mais alta fração volumétrica de austenita retida ocorreu que entre os tempos de 60 – 240 segundos. Estes resultados estão em concordância com os valores percentuais de austenita retida e martensita obtidos neste estudo. Pode-se observar nas Tabelas 2 e 3 que em tempos de permanência entre 30 e 300 segundos ocorre a maior fração volumétrica do constituinte martensita + austenita retida. Este fenômeno é observado para as duas temperaturas de tratamento isotérmico, tanto a 400°C como a 350°C. Provavelmente, até 120 segundos de permanência na temperatura de transformação bainítica, a fração volumétrica da austenita retida apresenta uma elevação, seguido de um decréscimo até atingir o tempo de permanência de 3600s.

Deve-se realçar que o pico na fração volumétrica de austenita retida está intimamente relacionado com a transformação martensítica e, conseqüentemente, com a estabilidade da austenita retida. Especialmente, se considerado que a transformação martensítica deve ocorrer somente para tempos inferiores a 120 segundos.



**Figura 1:** Amostras atacadas com o reagente químico Le Pera, para temperaturas de 400°C e 350°C.



**Figura 2:** Amostras atacadas com o reagente químico Le Pera.

**Tabela 2:** Frações volumétricas da ferrita, da bainita e do microconstituente M.A. obtidas na temperatura de 400°C, nos tempos de 30s, 120s, 300s, 900s e 3600s.

Condição 400°C (s)	Ferrita	Bainita	Martensita + Austenita Retida
30	76,58 ± 1,78	10,75 ± 1,23	12,67 ± 1,54
120	75,34 ± 1,97	11,02 ± 0,97	13,64 ± 1,10
300	76,43 ± 1,78	12,65 ± 0,78	10,92 ± 0,85
900	76,91 ± 2,05	13,76 ± 1,12	9,33 ± 1,32
3600	75,76 ± 1,54	14,13 ± 0,94	10,11 ± 1,04

**Tabela 3:** Frações volumétricas da ferrita, da bainita e do microconstituente M.A. obtidas na temperatura de 350°C, nos tempos de 30s, 120s, 300s, 900s e 3600s e como fornecido.

Condição 350°C (s)	Ferrita	Bainita	Martensita + Austenita Retida
30	77,08 ± 2,38	10,56 ± 1,12	12,36 ± 1,37
120	76,32 ± 1,41	11,24 ± 1,43	12,44 ± 1,21
300	76,64 ± 1,86	13,54 ± 1,22	9,82 ± 1,25
900	75,86 ± 1,94	14,65 ± 0,97	9,49 ± 1,18
3600	76,53 ± 1,56	15,32 ± 1,12	8,15 ± 0,78
Fornecido	71,23 ± 2,08	18,43 ± 1,65	10,34 ± 1,78

Quando comparados os níveis de temperatura aplicados no tratamento isotérmico pode-se afirmar que os resultados das frações volumétricas apresentam similaridades com o observado por E. Girault *et al* [7], onde foi verificado que as frações volumétricas da austenita retida, obtidas na temperatura de transformação bainítica mais baixa, são menores do que em temperaturas de transformação bainítica mais altas. Isto pode ser constatado observando-se que para a temperatura de transformação isotérmica de 350°C as frações volumétricas do constituinte M.A., de forma geral, são menores do que para a temperatura de 400°C. Estas temperaturas de transformação bainítica foram selecionadas através da fórmula de Andrews [10], visando uma maior formação de bainita superior em 400°C e de bainita inferior em 350°C. Acredita-se que a maior quantidade de bainita em altas temperaturas de transformação possa ser explicada em função da própria característica da bainita superior, ou seja, em função da formação de carbonetos somente entre as ripas da ferrita, e não no interior das ripas, como acontece na bainita inferior.

Porém, como não é possível a diferenciação entre bainita inferior e superior utilizando-se apenas recursos de microscopia óptica, esta discussão fica sensivelmente prejudicada. Contudo, pode-se afirmar que este estudo deve ser aprofundado, especialmente para se detectar estas pequenas variações que ocorrem nas frações volumétricas das fases presentes, em função das diferentes temperaturas de transformação bainítica, visando um melhor entendimento destas transformações. Uma proposta de utilização de recursos de microscopia eletrônica de transmissão para trabalhos futuros deve se considerada.

### 3.1 PROPRIEDADES MECÂNICAS

Da realização do ensaio de tração, foram obtidos os resultados relativos as seguintes propriedades mecânicas: limite de resistência à tração, limite de escoamento e alongamento, que estão dispostos nas tabelas 4, 5 e 6.

A composição química, assim como os tratamentos térmicos realizados em um material são fatores que têm grande influência nas propriedades mecânicas finais. O carbono é tão importante neste item que a própria denominação da classe de aços pode ser realizada através da quantidade de carbono presente no material.

A quantidade de austenita retida também tem muita importância. Jacques *et al* [2], mostraram que a austenita retida tende a melhorar as propriedades dos aços bifásicos por intermédio do efeito da plasticidade induzida por deformação (TRIP), especialmente se for possível o aumento da estabilidade da austenita retida. Os aços TRIP são obtidos quando o estágio de recozimento intercrítico é seguido por um tratamento isotérmico no intervalo de tempo de transformação bainítica [2]. Outro fator que apresenta grande influência sobre as propriedades mecânicas finais do aço é o tamanho dos grãos austeníticos, pois, grãos menores dão uma resistência maior ao material. Neste trabalho, o refino do grão austenítico foi atingido pelo processamento termomecânico, quando da fabricação da chapa, e através da adição de alguns elementos de liga, como por exemplo, o molibdênio. O silício também contribuiu muito na melhora das propriedades mecânicas, pois, quando em combinação com o molibdênio contribui com a diminuição do tamanho de grãos [2].

**Tabela 4:** Propriedades mecânicas obtidas no aço tratado na temperatura isotérmica de 400°C.

Condição 400°C tempo (s)	Limite de resistência à tração (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	Alongamento total (%)
30	786,4 ± 8,4	465,3 ± 5,2	20,3 ± 1,2
120	701,6 ± 5,4	467,5 ± 3,3	21,6 ± 1,4
300	692,3 ± 3,5	457,9 ± 4,1	22,9 ± 1,1
900	683,4 ± 4,8	453,0 ± 3,5	23,8 ± 1,3
3600	681,9 ± 4,5	494,7 ± 6,4	23,8 ± 1,3

**Tabela 5:** Propriedades mecânicas obtidas no aço tratado na temperatura isotérmica de 350°C.

Condição 350°C tempo (s)	Limite de resistência à tração (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	Alongamento total (%)
30	773,2 ± 7,0	439,8 ± 3,6	20,5 ± 1,3
120	712,6 ± 4,3	437,5 ± 2,9	22,1 ± 1,4
300	701,3 ± 3,2	428,5 ± 3,4	22,8 ± 1,4
900	695,4 ± 3,2	423,6 ± 4,1	23,6 ± 1,2
3600	696,7 ± 4,9	465,9 ± 6,2	24,1 ± 0,9

**Tabela 6:** Propriedades mecânicas obtidas no material como fornecido.

Condição	Resistência à tração (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	Alongamento total (%)
Material como fornecido	681,1 ± 4,3	567,4 ± 5,8	36,0 ± 2,1

Esses novos aços têm a vantagem de ter limites de resistência à tração e limite de escoamento mais elevado e maior ductilidade que os aços comuns, devido a maior fração volumétrica de bainita e a estabilidade da austenita retida [9].

Comparando-se os resultados obtidos do material como fornecido (Tabela 6) e do material após os tratamentos térmicos (Tabelas 4 e 5), pode-se notar uma melhora na resistência à tração em tempos de permanência inferiores a 300 segundos. Em todos os tempos de permanência nas temperaturas de transformação isotérmica ocorreu um sensível prejuízo nos níveis de alongamento. Portanto, a alta resistência mecânica nos primeiros tempos de permanência está correlacionada com as maiores frações volumétricas do constituinte M.A., especialmente da martensita, e com a presença da fase bainítica na estrutura. Sabe-se que a subestrutura do constituinte M.A. é formada por alta densidade de discordâncias e/ou maclas, conferindo alta dureza. Resultados semelhantes foram obtidos por Jacques et al [2] onde foi proposta uma correlação diretamente proporcional entre quantidade de austenita retida formada e limite de resistência à tração.

Para a condição de tratamento isotérmico a 400°C, a manutenção do aço em diferentes tempos de permanência na região de transformação bainítica ocasionou uma diminuição de 786,4 MPa para 681,9 MPa na resistência à tração, representando uma redução de 15,3%. Esta redução como já citado, está provavelmente relacionada com a formação de menores teores de martensita. Pelos mesmos motivos, para o tratamento isotérmico a 350°C, o limite de resistência à tração teve uma redução de 11,0%, sendo seu limite máximo de 773,2 MPa e o limite mínimo de 696,7 MPa.

Observando, a tabela 2 e 3, está evidenciado o fato de que quando a resistência à tração diminui, a partir de 120 segundos, há também um aumento na formação de austenita retida e bainita, e o provável desaparecimento da martensita em ambas temperaturas de tratamento isotérmico.

O limite de escoamento, comparando os tempos de 30s e de 3600s, para as condições de 400°C e 350°C, teve um aumento da ordem de 6,3% e 5,9%, respectivamente. Se analisadas as tabelas de frações volumétricas como base, observa-se que há um aumento da fração volumétrica da bainita. Este fato, em conjunto com a estabilização da austenita retida, contribui para o aumento do limite de escoamento. Este resultado está em conformidade com o trabalho de Sakuma *et al* [11].

O alongamento medido para as duas condições (400°C e 350°C) teve um aumento similar, da ordem de 17,2% para a condição de 400°C e 17,6% para a condição de 350°C. Este fato pode estar relacionado com o aumento gradual nas quantidades de bainita devido ao maior tempo de permanência na temperatura de transformação isotérmica. Tendo em vista que não houve o “fenômeno da reação incompleta”, ou seja, que para tempos de 3600 segundos ainda houve um aumento na fração volumétrica deste constituinte, levando, conseqüentemente, a um aumento gradual do alongamento.

Analisando os resultados obtidos, através dos ensaios de tração, pode-se afirmar que os tratamentos térmicos aplicados ao aço em estudo, foram muito positivos, se considerados os valores de limite de resistência à tração para tempos de permanência inferiores a 300 segundos. Por outro lado, no alongamento ocorreu uma sensível redução quando comparado com os valores observados no material fornecido. Deve-se realçar que a manutenção do aço em tempos longos na temperatura de transformação isotérmica ocasionou uma sensível elevação do alongamento total, gerando diferentes combinações da relação: limite de resistência à tração versus ductilidade. Pode-se afirmar, portanto, que o aço com estrutura multifásica, nas condições de tratamento térmico realizadas, contendo frações volumétricas variadas de austenita retida, ferrita, martensita e bainita pode ser benéfico para aplicações que exijam ganhos de resistência mecânica com pequenos prejuízos nos níveis de alongamento.

#### 4 CONCLUSÕES

Para o aço com baixo teor de carbono (0,08% em peso), com adições de molibdênio, processado termicamente através da temperatura de austenitização de 740°C e, posteriormente, mantido nas temperaturas de transformações isotérmicas de 350°C e 400°C, por intervalos de tempos diferenciados, pode-se concluir que:

A análise qualitativa que se refere à identificação das fases presentes através do reagente químico Le Pera [5], feita por microscopia óptica, permitiu caracterizar a microestrutura presente como multifásica. O ataque utilizado permitiu destacar os seguintes constituintes: a bainita com a cor marrom escura, a ferrita em tom azul-esverdeado e a austenita retida + martensita aparecem brancas.

Ainda na análise qualitativa obteve-se a constatação da formação de diferentes microconstituintes, ficando evidenciada a obtenção da estrutura multifásica, ou seja, as temperaturas adotadas para o tratamento intercrítico e isotérmico foram adequadas a obtenção da estrutura de aços TRIP, se considerada a presença de austenita retida, sendo que a obtenção deste constituinte sempre está correlacionado com altos índices (1,5%) de silício e para este caso a obtenção ocorreu com baixos índices de silício (0,13%).

A fração volumétrica dos microconstituintes influenciou as propriedades mecânicas de forma significativa. O decréscimo do valor da fração volumétrica de martensita + austenita retida com o aumento do tempo de permanência na temperatura isotérmica proporcionou uma redução nos níveis de resistência e um aumento no alongamento total.

Comparando os tratamentos isotérmicos realizados na temperatura de 400°C com os tratamentos isotérmicos realizados a 350°C, pode-se afirmar que não ocorreram variações significativas nas propriedades mecânicas do material, assim como na fração volumétrica das fases presentes.

## 5 BIBLIOGRAFIA

- [1] JEONG, W.C., MATLOCK, D.K., KRAUSS, G., “Observation of deformation and transformation behavior of retained austenite in a 0,14C- 1,2Si-1,5Mn steel with ferrite-bainite-austenite structure”, *Materials Science and Engineering*, v. A165, pp. 1- 8, 1993.
- [2] JACQUES P., LADRIÈRE J., DELANNAY, F., “On the influence of interactions between phases on the mechanical stability of retained austenite in transformation – induced plasticity multiphase steel”, *Metallurgical and Materials Transactions*, v. 32A, pp. 2759 – 2768, 2001.
- [3] LIAN, M.S., HUA, L., “Effect of retention and mechanical stability of retained austenite on tensile properties in low carbon-low alloy triphase steel”, *Materials Science and Technology*, v. 11, 1995.
- [4] SUGIMOTO, K., MISU, M., KOBAYAH, M., SHITASAWA, H., “Effects of second phase morphology on retained austenite morphology and tensile properties in a TRIP-aided dual-phase steel sheet”, *ISIJ International*, v. 33, n. 7, pp. 775-782, 1993.
- [5] LE PERA, F.S., “Improved etching technique to emphasize martensite and bainite in high-strength dual-phase steel”, In: *Journal of Metals*, pp. 38 - 39, 1980.
- [6] PEREIRA, M.S., GARCIA, P.E.L., HASHIMOTO, T.M., “Metallographic procedure to microstructural characterization of a multiphase steel applied to pipelines industry by optical microscopy”, In: *Microscopy and Microanalysis*, pp.1328 - 1329, 2002.
- [7] GIRAULT, E., JACQUES, P., HARLET, P., MOLS, K., VAN HUMBEECK, J., AERNOUDT, E., DELANNAY, F., “Metallographic methods for revealing the multiphase microstructure of TRIP-assisted steels”, *Materials Characterization*, v. 40, pp. 111-118, 1998.
- [8] HONEYCOMBE, R.W.K., BHADSHIA, H.K.D.H., “The bainitic reaction”, In: *Metallurgical and Materials Science Steels - Microstructure and Properties*, pp. 115 - 139, 1995.
- [9] SAKUMA, Y., MATLOCK, D.K., KRAUSS, G.K., “Intercritically annealed and isothermally transformed 0,15 Pct C steels containing 1.2 Pct Si- 1.5 Mn and 4 Pct Ni: part I transformation, microstructure, and room-temperature mechanical properties”, *Metallurgical Transactions*, v. 23A, pp. 1221-1232 , 1991.
- [10] ANDREWS, K.W., “Empirical formula for the calculation of some transformation temperatures”, *Journal of the Iron and Steel Institute*, pp. 721 - 727, 1995.
- [11] 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*, v. 22A, 1991.