



Efeito do teor de silício na transformação bainítica incompleta e nas propriedades mecânicas de um aço alto carbono

Effect of silicon content on incomplete bainitic transformation and mechanical properties of a high carbon steel

Daniele da SILVA [1](#); Vitor OGLIARI [2](#); Carlos Augusto Silva de OLIVEIRA [3](#); Modesto Hurtado FERRER [4](#); Marcio Ferreira HUPALO [5](#)

Recebido: 01/09/2017 • Aprovado: 25/09/2017

Conteúdo

- [1. Introdução](#)
- [2. Metodologia](#)
- [3. Resultados](#)
- [4. Conclusões](#)

[Referências bibliográficas](#)

RESUMO:

Aços alto carbono com constituintes bainíticos apresentam características mecânicas interessantes, boa ductilidade, alta resistência mecânica à fadiga e elevada tenacidade à fratura. Estudaram-se duas ligas, variando os teores de silício, verificando o efeito na morfologia e cinética da transformação bainítica, austêmpera a 280°C, com tempos entre 1min e 839h. Evidenciou-se maior fração volumétrica de ferrita bainítica para a liga B. As tensões máximas variaram entre 1200 a 1600 MPa e as tensões de escoamento entre 1000 a 1200 MPa.

Palavras-chave: aço bainítico, silício, transformação bainítica, propriedades mecânicas.

ABSTRACT:

High carbon steels with bainitic constituents have interesting mechanical characteristics, good ductility, high mechanical resistance to fatigue and high fracture toughness. Two alloys were studied, varying the silicon contents, verifying the effect on the morphology and kinetics of the bainitic transformation, austenome at 280 ° C, with times between 1min and 839h. Higher volumetric fraction of bainitic ferrite was observed for the B alloy. Maximum tensions ranged from 1200 to 1600 MPa and flow voltages between 1000 to 1200 MPa.

Keywords: bainitic steel, silicon, bainitic transformation, mechanical

1. Introdução

A microestrutura de um material é determinada basicamente pela sua composição e pelo seu

processamento. Desta forma, depende de fatores como a sua composição química, do teor de impurezas, das condições de solidificação e dos tratamentos térmicos. Muitas das propriedades dos materiais, por sua vez, são fortemente dependentes da microestrutura e são determinadas pela quantidade, tamanho, forma e distribuição das fases e defeitos presentes na mesma. A intrínseca correlação entre propriedades e microestrutura ressalta a importância de estudar os diversos aspectos envolvidos na obtenção e processamento dos materiais de engenharia (PADILHA, 2007).

Atualmente vêm sendo desenvolvidos e aprimorados de forma a atender as crescentes demandas da indústria os aços com constituintes bainíticos. De acordo com Bhadeshia (BHADESHIA, 2001) a ausência dos carbonetos nos aços bainíticos implica em microestruturas mais resistentes à falha por clivagem e à formação de vazios. Sabe-se, que a formação de carbonetos durante a transformação bainítica dos aços pode ser inibida com a adição de elementos de liga.

Esse fenômeno é conhecido como estase da transformação bainítica (GOLDENSTEIN, 2002). Reynolds et al, (REYNOLD, 1990) mostraram que a estase não é um fenômeno geral da transformação bainítica, mas é uma característica da adição de alguns elementos de liga, a partir de determinadas concentrações mínimas. De acordo com os autores, a transformação cessa quase que completamente e, assim, pode permanecer por longos períodos na temperatura de tratamento. A precipitação de carbonetos é retardada pela presença de elementos de liga, tais como silício, manganês e níquel.

Os principais elementos de liga adicionados nos aços são: Silício (Si), Alumínio (Al), Manganês (Mn), Cromo (Cr), Níquel (Ni), Cobalto (Co), Molibdênio (Mo) e Boro (Bo). Um estudo recente (BHADESHIA, 2001), comprovou o efeito retardador do Mn na decomposição da austenita em ferrita em aços com alto teor de Carbono (C) bem como no aumento da fração de austenita retida durante a transformação bainítica.

Por outro lado, o silício é um dos elementos mais significativos e importantes na composição dos aços bainíticos livres de carbonetos devido a retardar a formação de carbonetos. Este elemento particiona o carbono em solução sólida na austenita aumentando sua difusão na ferrita, e sendo o silício pouco estável na cementita, retarda assim a precipitação de carbonetos durante a transformação bainítica. Posteriormente favorecendo a segregação do carbono que estava na ferrita para a austenita remanescente. Este fenômeno é o que ocorre durante a transformação bainítica incompleta (SANTOFIMIA, 2007; BARBACKI, 1995).

2. Metodologia

Para o desenvolvimento do estudo foram utilizadas duas ligas de aço alto carbono, fundidas a partir de blocos "Y" no Setor de Fundição do Centro Universitário Sociesc - UNISOCIESC, atendendo às especificações da norma ASTM A897. Buscando avaliar a influência do elemento silício (Si) variou-se a composição química conforme apresentado na Tabela 1.

Tabela 1
Teores dos principais elementos de liga nas ligas (A) e (B).

Liga	% C	% Si	% Mn	% Ni	% Cr	% Mo
A	0,85	1,50	1,50	0,50	1,30	0,30
B	0,84	2,00	1,48	0,48	1,32	0,28

Fonte: Os Autores, 2017.

Variou-se, fundamentalmente, o teor de silício (Si) para avaliar seu efeito inibidor na

precipitação de cementita e na fração transformada de ferrita bainítica, durante as transformações de fase, ao longo do tratamento térmico de austêmpera, buscando correlacionar a caracterização microestrutural com os resultados de propriedades mecânicas.

A partir da área útil dos blocos fundidos, obtiveram-se tarugos com dimensões de 200x40x40mm que foram submetidos à conformação a quente, consistindo em dois passes com reduções de 50% e 30% nas temperaturas de $960\pm 20^{\circ}\text{C}$ e $870\pm 20^{\circ}\text{C}$, no primeiro e segundo passe, respectivamente, obtendo-se como produto final chapas de 7 mm de espessura. A partir das chapas obtidas, foram usinados corpos de prova (CP) com dimensões finais de 6mm x 8mm x 10mm, para caracterização microestrutural. Para determinação das propriedades mecânicas, foram obtidos corpos de prova para ensaios de tração, modelo sub-size, conforme norma ASTM E-8M.

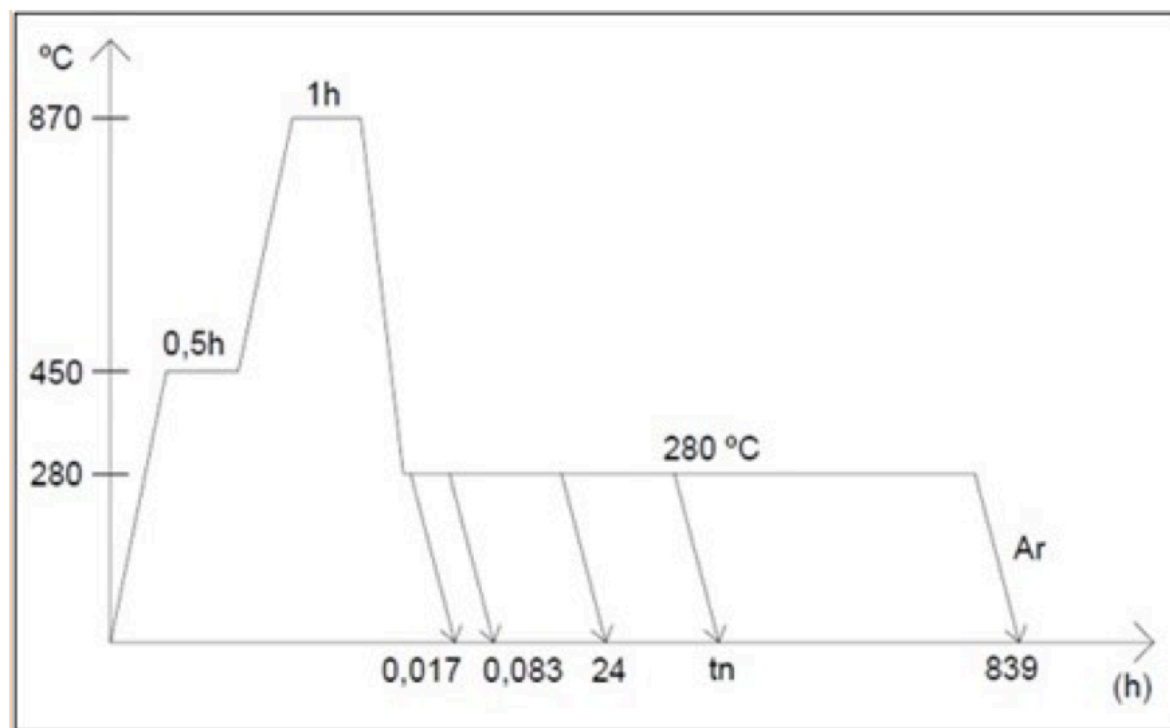
Para a determinação das temperaturas críticas de transformação de fase, para as duas ligas estudadas, foram realizados cálculos termodinâmicos e cinéticos, através de simulações numéricas com a utilização do software JMatPro®. As simulações foram realizadas no Instituto SENAI de Inovação em Laser, em Joinville-SC.

O ciclo de tratamento térmico consistiu em austenitizar as duas ligas à temperatura de 870°C por 1,0h, antecedido de pré-aquecimento a 450°C por 0,5h, seguido de um resfriamento controlado com estágio isotérmico a 280°C , com tempos de permanência que variaram entre 1min e 839h, conforme representado na Figura 1.

Após o tratamento de austêmpera, foram realizadas análises microestruturais por microscopia óptica (MO) e eletrônica de varredura (MEV). A análise quantitativa das fases foi realizada no ambiente do programa Image-Pro Plus®, no módulo MaterialsPro, com a ferramenta Measure Phases, acoplado a um microscópio óptico da marca Olympus BX51 no Laboratório de Materiais da UNISOCIESC. A análise por microscopia eletrônica de varredura (MEV) foi realizada em um microscópio da marca Shimadzu, modelo SSX-550 Superscan, no Laboratório de Caracterização de Materiais da UEPG.

Figura 1

Representação esquemática do tratamento térmico de austêmpera.



Fonte: Os Autores, 2017.

Para a caracterização mecânica inicial, foram realizados ensaios de dureza Rockwell, em todas as amostras austêmperadas, em um durômetro Fixo-Test, com carga inicial de 10 kgf e carga final de 100 kgf, utilizando penetrador de diamante. Os ensaios foram realizados no Laboratório de Caracterização de Materiais da UNISOCIESC.

Para determinação das propriedades mecânicas das ligas estudadas, foram selecionadas amostras austêmperadas nos tempos de 24 h, 72 h, 168 h, 408 h e 839 h, que apresentaram o fenômeno da reação bainítica incompleta, conforme resultados cinéticos e de dureza. Os ensaios foram realizados no Laboratório de Conformação Mecânica da UFSC, em uma máquina universal da marca INSTRON, modelo 300LX-C4-J3D, com capacidade de 300 kN, conforme as normas ASTM A-370 e ASTM E-8M.

3. Resultados

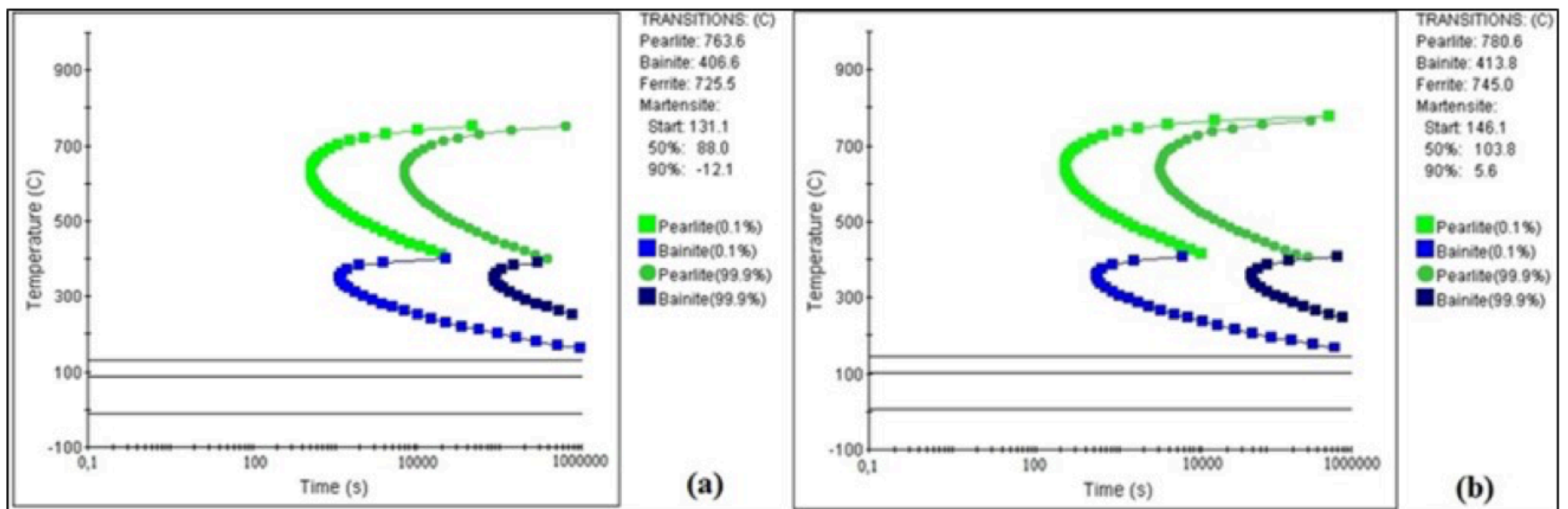
3.1. Simulações da Cinética da Transformação Bainítica

Os resultados das simulações, ilustrados na Figura 2, indicam que a temperatura de início da transformação bainítica para liga A, com menor teor de silício, é de 406,6°C e para liga B, com maior teor de silício, é de 413,8°C.

Constata-se, também, o deslocamento para a esquerda das curvas em C do diagrama TTT na liga B, como consequência do maior teor de silício, corroborando seu efeito de antecipar a decomposição da austenita em ferrita, inibindo a formação de martensita.

Figura 2

Diagramas TTT obtidos por simulação numérica: a) liga A e b) liga B



Fonte: Os Autores, 2017.

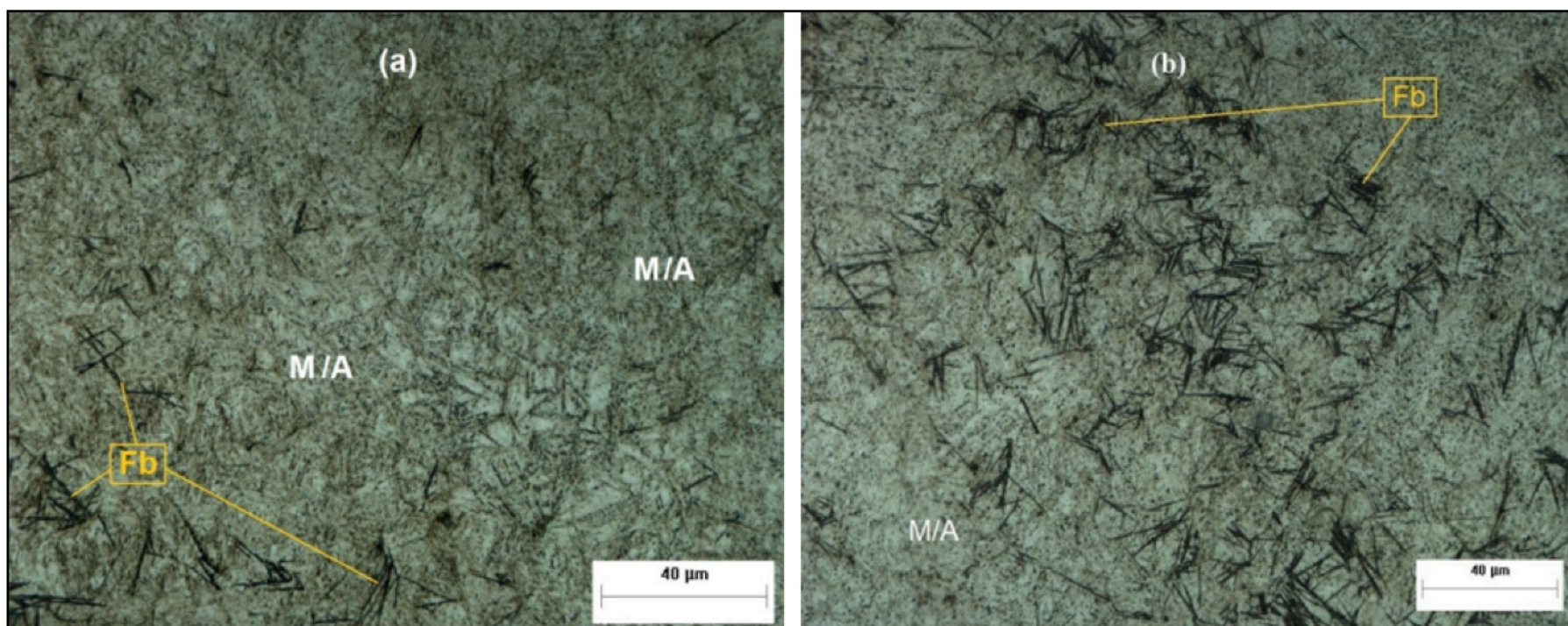
3.2. Aspectos Morfológicos da Transformação de Fase

A análise da morfologia tem como objetivo detalhar a decomposição da austenita nos principais estágios que ocorreu a transformação bainítica nas amostras austêmperadas das ligas A e B. Observa-se uma condição inicial, para pequenos tempos (1min a 2h), o predomínio de uma matriz totalmente martensítica, sem a formação de constituintes bainíticos, para as duas ligas.

A partir de 2h já é possível observar tanto para a liga A (1,5% Si), quanto para a liga B (2,0% Si), a formação de feixes de ferrita bainítica em uma matriz composta por austenita e martensita, conforme Figura 3. Pode ser observado o início discreto da nucleação da ferrita bainítica a partir dos contornos da austenita prévia, que segundo Bhadeshia [2], ocorre com a partição do carbono para a austenita, reduzindo a temperatura de início da transformação da martensita durante o resfriamento. Constata-se, uma maior formação de ferrita bainítica para a liga B.

Figura 3

Amostras austêmperadas por 2 horas: (a) liga A, (b) liga B. Microscopia óptica (MO). Ataque Le Pera. Legenda: Fb (ferrita bainítica) e M/A (martensita e/ou austenita).

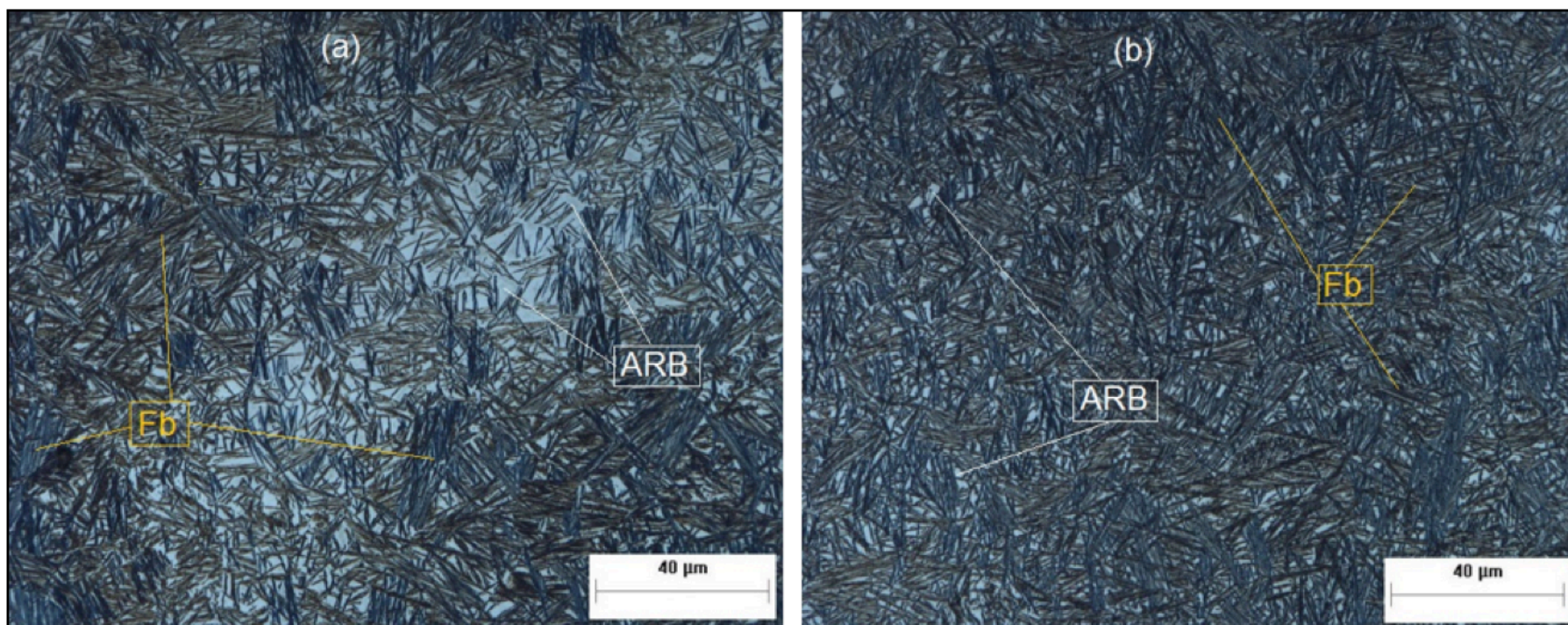


Fonte: Os Autores, 2017.

A partir do tempo de 24h, observa-se que as ligas já estão com sua microestrutura predominantemente compostas de ferrita bainítica e austenita retida, as mesmas podem ser observadas na Figura 4. Esta é a última etapa do processo de transformação de fase obtido neste trabalho, refere-se ao estágio de estase proveniente do aumento da formação de bainita ao longo do tempo até o momento onde a transformação cessa devido à baixa energia livre das fases e a saturação de carbono na austenita.

Figura 4

Amostras austêmperadas por 24 horas: (a) liga A, (b) liga B. Microscopia óptica (MO). Ataque Le Pera. Legenda: Fb (ferrita bainítica) e ARB (austenita retida em blocos).



Fonte: Os Autores, 2017.

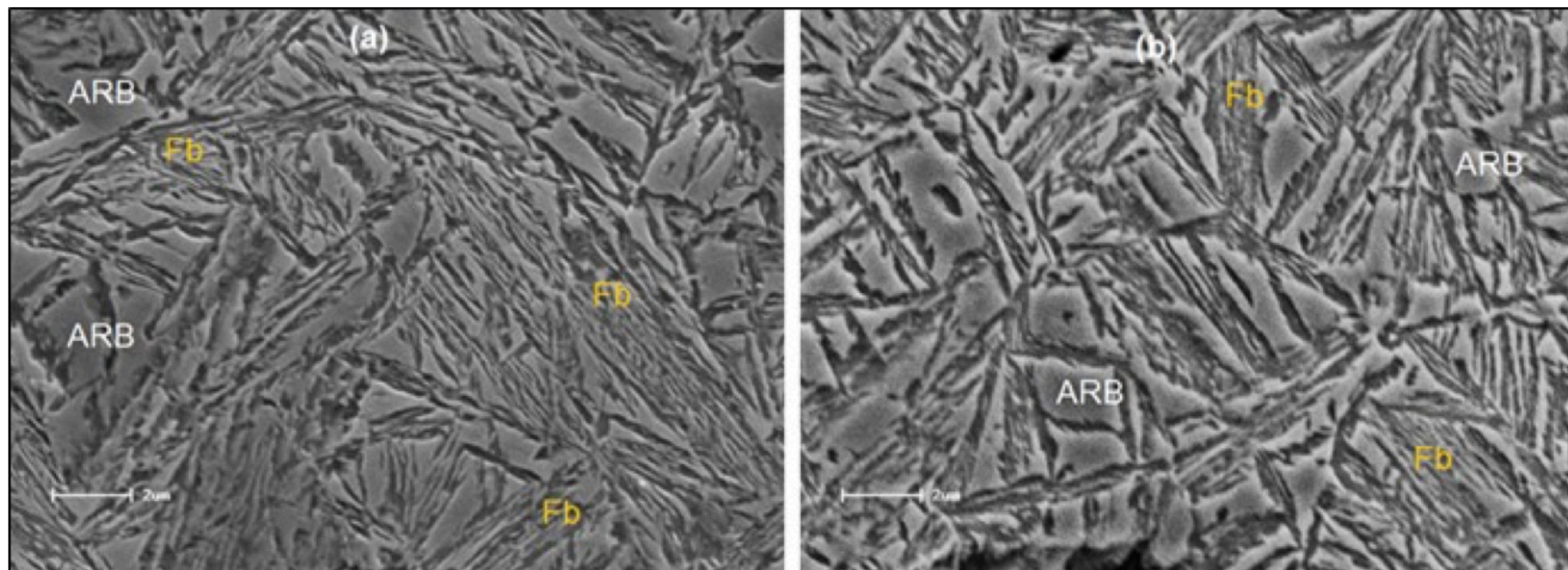
Na Figura 4 as ligas apresentam uma microestrutura constituída por feixes de ripas de ferrita bainítica (maior fração volumétrica) imersos em uma matriz formada por blocos de austenita remanescente não transformado (em menor fração volumétrica). A liga B (2,0% Si), apresenta uma maior fração transformada de ferrita bainítica em comparação com a liga A (1,5% Si).

A Figura 5 ilustra as microestruturas das ligas estudadas em 839 horas de tratamento de austêmpera. Nestas micrografias é possível observar os produtos da transformação de fase, assim como no tempo de 24 horas, ferrita bainítica (estruturas aciculares) e austenita retida na

forma de filmes e blocos, comprovando assim que a reação encontrasse na estase do processo. A variação na fração transformada é insignificante, após 24 horas de tratamento para ambas as ligas, mantendo a quantidade transformada de ferrita bainítica em menor quantidade na liga A (cerca de 81%), com menor teor de silício. Reforçando assim o efeito do silício em antecipar a formação de ferrita e inibir a formação de cementita, mesmo para tempos longos de tratamento.

Figura 5

Amostras austêmperadas a 839h: (a) liga A e (b) liga B. Microscopia eletrônica de varredura (MEV). Ataque Picral. Legenda: Fb (ferrita bainítica) e ARB (austenita retida em blocos).



Fonte: Os Autores, 2017.

3.3. Aspectos Cinéticos da Transformação Bainítica Incompleta

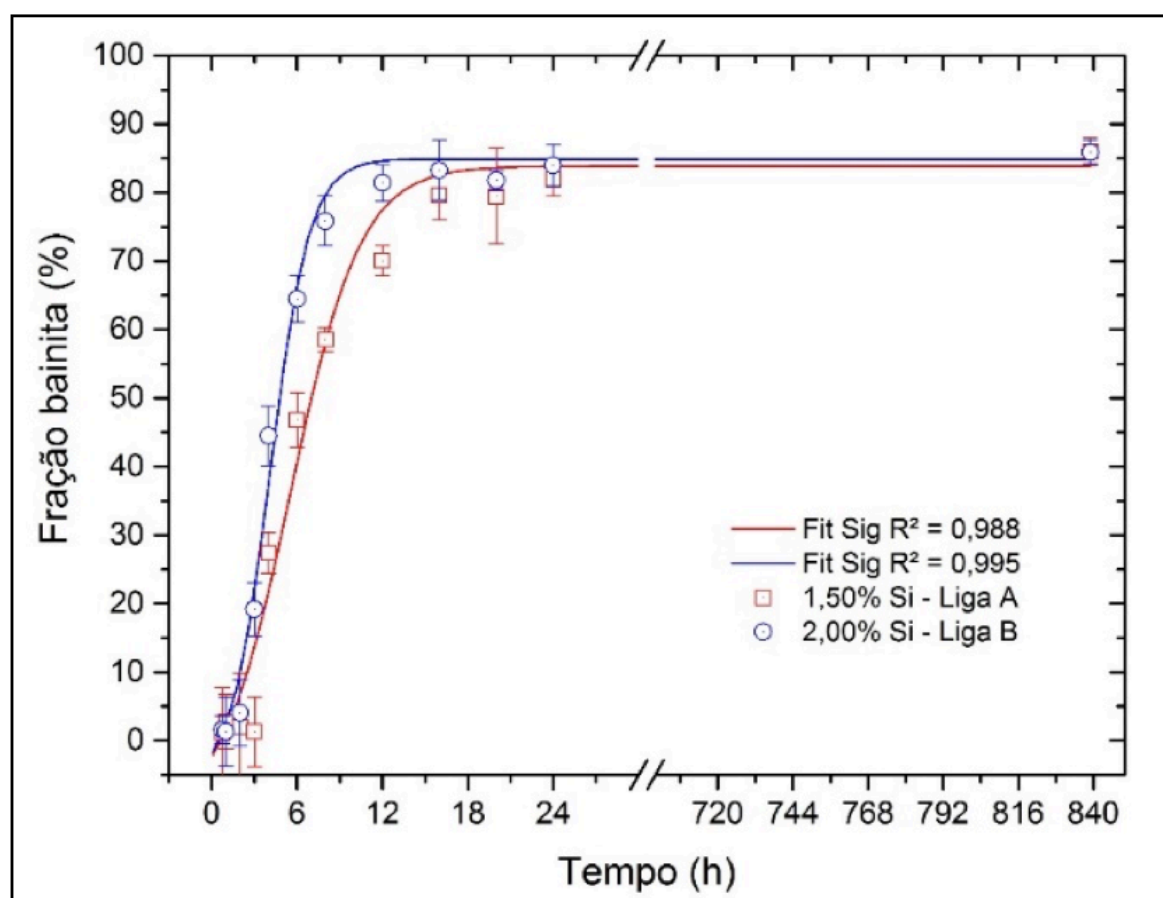
A partir da quantificação de fases através microscopia ótica (MO), foi possível estudar cinética de transformação bainítica incompleta utilizando-se a equação de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK), onde a dependência da fração transformada (V_v) com o tempo (t) é dada pela Equação 1, conforme descrito por Hupaló et al (HUPALO et al, 2012):

$$V_v = 1 - \exp(-K.t^n) \quad (1)$$

No gráfico da Figura 6 são apresentadas as curvas cinéticas características para as duas ligas estudadas, onde se pode avaliar a influência do silício na fração transformada de ferrita bainítica em relação ao tempo de tratamento.

Figura 6

Curvas cinéticas da transformação de fase bainítica incompleta para as ligas A e B.



Fonte: Os Autores, 2017.

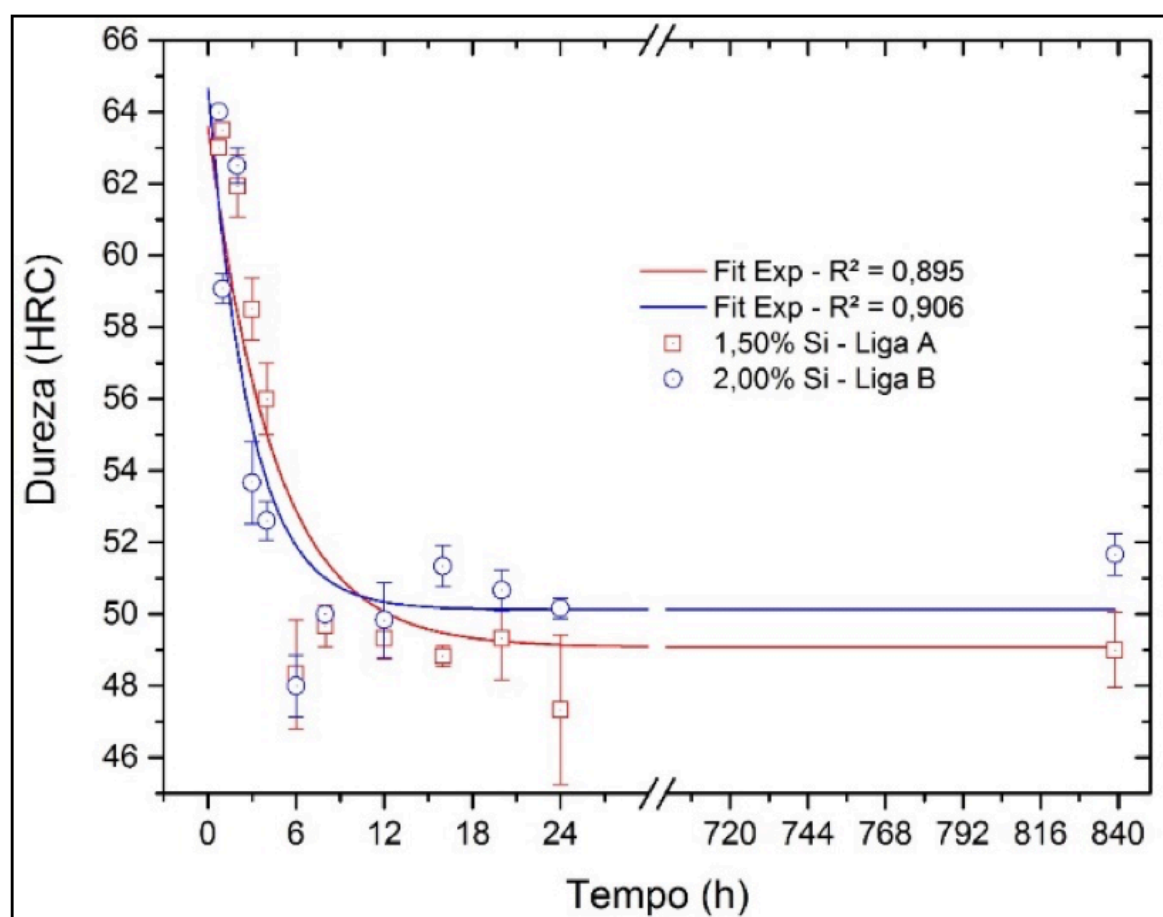
A partir da análise das curvas cinéticas da Figura 6, pode-se constatar que a liga B (2,0% Si) apresenta uma antecipação na nucleação de ferrita bainítica. As curvas indicam uma maior taxa de transformação de fase e uma maior fração transformada para a liga B.

3.4. Ensaios de Dureza

Foram realizadas medições de dureza, com o objetivo de avaliar a influência das fases presentes na microestrutura das amostras, ao longo do tratamento de austêmpera, na dureza superficial. A Figura 7 ilustra o comportamento da dureza ao longo do tempo de tratamento, para ambas ligas estudadas.

Figura 7

Evolução da dureza ao longo do tempo de tratamento para as ligas A e B.



Fonte: Os Autores, 2017.

Percebe-se uma maior dureza, aproximadamente 62 HRC, para ambas as ligas, nos primeiros tempos de tratamento (até 2 horas). Resultado atribuído à presença de uma matriz predominantemente martensítica, formada devido à instabilidade da austenita a temperatura ambiente, após o resfriamento.

A partir do tempo de 3 horas de tratamento isotérmico, constata-se a redução exponencial dos valores de dureza, para as duas ligas, até atingirem patamares de estabilização, com variações insignificantes ao longo do tempo. Este comportamento está associado à decomposição da austenita, que resulta em uma microestrutura composta de ferrita bainítica, martensita/austenita e austenita remanescente.

Observa-se um comportamento similar para as duas ligas em relação ao perfil da curva de dureza, onde os valores diminuem gradativamente ao longo do tempo. Destaca-se o efeito do silício na liga B, em aumentar a dureza desta liga para valores moderadamente maiores do que a liga A.

A estabilização da decomposição da austenita é atingida para liga A com aproximadamente 16 horas de tratamento térmico, com dureza média de 49 HRC e para liga B a estabilidade acontece com 10 horas, tendo uma dureza média de 51 HRC. Associa-se este comportamento linear de dureza a estase da reação bainítica. Conforme discutido anteriormente, nos aspectos morfológicos da transformação bainítica, a liga B, com maior teor de silício, possui maior fração volumétrica de ferrita bainítica (84%) o que justifica o valor superior de dureza para esta liga em comparação a liga A.

3.5. Ensaios de Tração

Foram realizados ensaios de tração para ambas ligas estudadas, na estase da reação, conforme resultados cinéticos descritos no tópico 3.3. Foram escolhidos os tempos de 24h, 72h, 168h, 408h e 839h de tratamento para verificar a influência da manutenção da temperatura de austêmpera na possível alteração da morfologia da austenita retida. Buscou-se correlacionar a evolução da fração de ferrita bainítica, ao longo do tempo, com as propriedades mecânicas das ligas. Foram utilizados 3 (três) corpos de prova para cada condição de tempo descrita

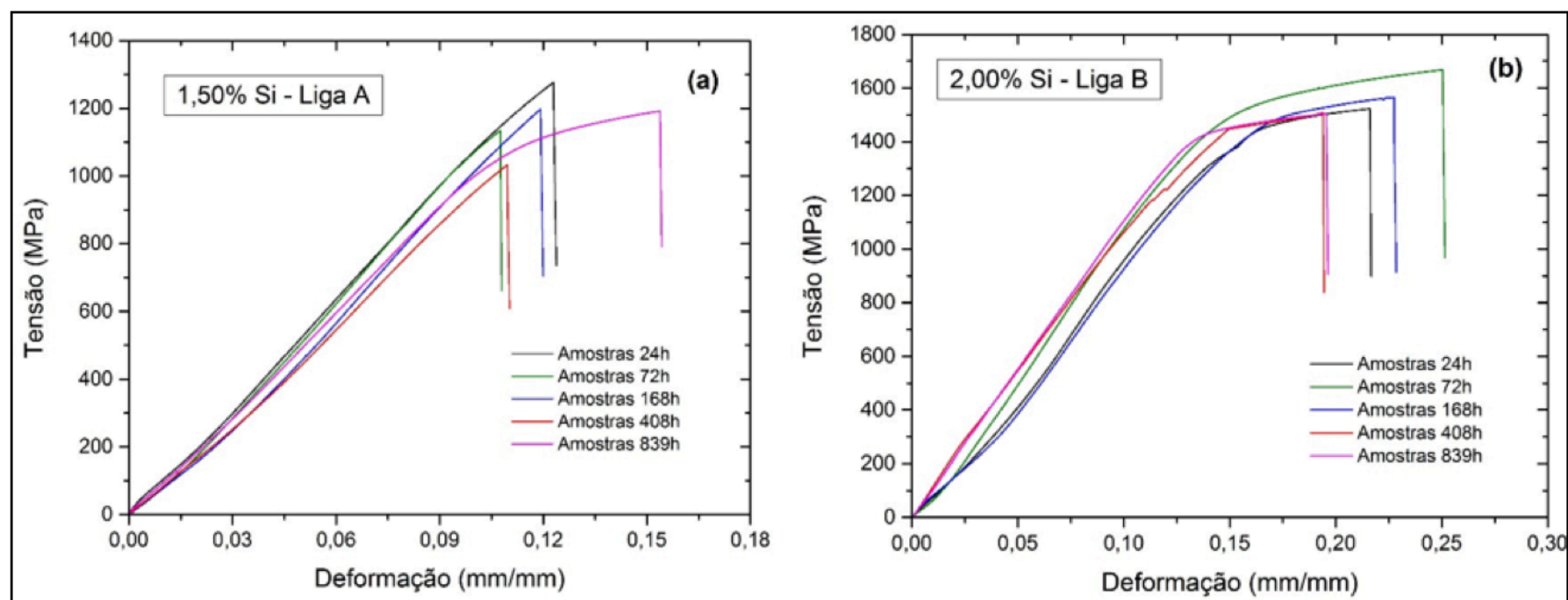
anteriormente, com o objetivo de validar os ensaios através de réplica e tréplica.

Através dos ensaios mecânicos de tração foi possível caracterizar a influência do silício no comportamento mecânico conforme morfologia predominante de cada liga. Os diagramas de tensão-deformação, característicos dos ensaios de tração, são apresentados na Figura 8, a partir dos quais foram obtidas as seguintes propriedades mecânicas: tensão de escoamento, tensão limite de resistência, alongamento e módulo de elasticidade.

A partir da interpretação do diagrama da Figura 8(a), pode-se constatar um comportamento tipicamente frágil para a liga A, uma vez que esta liga não apresentou região plástica, podendo apenas identificar claramente a região elástica. Assim, o material não suportou deformações permanentes significativas. Obteve uma tensão limite de resistência médio de 1170 MPa, tensão de escoamento médio de 1030 MPa e alongamento médio de 5%, destacando-se uma moderada deformação plástica para o tempo de 839 horas nesta liga.

O comportamento frágil da liga A, pode estar associado à presença e a morfologia da austenita retida que afeta substancialmente as propriedades mecânicas. Na verdade, os blocos isolados de austenita retida, evidenciados para a liga A, afetam de um modo desfavorável o seu alongamento. Isso ocorre porque os blocos de austenita retida, para esta liga, são menos enriquecidos de carbono, o que os torna mecanicamente instável (SANTOFIMIA, 2007).

Figura 8
Diagrama Tensão-Deformação para: (a) liga A e (b) liga B.



Fonte: Os Autores, 2017

Para a liga B, Figura 8(b), a fração volumétrica de ferrita bainítica é maior, devido ao efeito do silício em antecipar a formação de bainita, deslocando para a esquerda as curvas de início de transformação no diagrama TTT. Atribui-se maiores valores de resistência mecânica à ferrita bainítica e maiores valores de ductilidade e tenacidade à austenita retida na forma de filmes (FIELDING, 2014).

Com isto, nas amostras ensaiadas da liga B, foram obtidos maiores valores de limite de resistência e escoamento, aproximadamente 1550 MPa e 1200 MPa, respectivamente. Foram obtidos, experimentalmente, alongamentos médios de aproximadamente 12% para as amostras da liga B. Esta liga apresentou uma maior deformação elástica, em comparação a liga A, e significativas deformações plásticas. Resultando assim, em uma maior energia de deformação. Pode-se atribuir para a liga B um comportamento tipicamente dúctil, devido a existência de maiores deformações plásticas.

4. Conclusões

A caracterização microestrutural mostrou para ambas as ligas, uma morfologia predominante martensita até o tempo de 2h de tratamento térmico, onde a partir do qual se dá o início da nucleação de ferrita bainítica nos contornos de grão austenítico.

Foi possível constatar a estase da reação bainítica para tempos superiores a 24h, para a liga A, onde os produtos da transformação consistiram em feixes de ferrita bainítica, com fração volumétrica de aproximadamente 84%, associados à presença de blocos de austenita retida com menor fração volumétrica. Este comportamento cinético e morfológico foi observado ao longo de 815h, quando se deu o término do experimento. Para a liga B, a decomposição da austenita em ferrita bainítica aumentou gradativamente até 20 horas, tempo a partir do qual verificou-se o início do fenômeno da estase, mantendo-se em um intervalo de 820 horas até o final de experimento, com frações transformada de ferrita bainítica de aproximadamente 87% e austenita retida na forma de blocos.

A liga A obteve uma tensão limite de resistência médio de 1170 MPa, tensão de escoamento médio de 1030 MPa e alongamento médio de 5%, destacando-se a inexistência de deformações plásticas para esta liga, caracterizando um comportamento tipicamente frágil.

A liga B obteve uma tensão limite de resistência médio de 1550 MPa, tensão de escoamento médio de 1200 MPa e alongamento médio de 12%. Esta liga apresentou uma maior deformação elástica, em comparação a liga A, e significativas deformações plásticas. Pode-se atribuir para a liga B um comportamento tipicamente dúctil.

Referências bibliográficas

BARBACKI A. The role of bainite mechanical properties of steels. Elsevier Journal of Materials Processing Technology. 1995;53:57-63.

BHADESHIA HKDH. Bainite in steels. 2. ed. London: IOM Communications IOM Communications; 2001.

FIELDING, LCD. Understanding toughness and ductility in novel steels with mixed microstructures, Ph.D. thesis. University of Cambridge, Cambridge, UK, 2014.

GOLDENSTEIN H. Bainita nos aços, In: Aços: Perspectivas para os próximos 10 anos. Rio de Janeiro: Rede Aços; novembro: 2002.

HUPALO MF, RAMOS SD, RABELO A, BATISTA LN. Aspectos cinéticos e microestruturais da transformação bainítica incompleta em ferros nodulares austemperados. Revista Escola de Minas. 2012;65(2):217-224.

PADILHA AF, RIOS PR. Transformações de fase. São Paulo: Artliber; 2007.

REYNOLDS WT, LI FZ, SHUI CK, AARONSON HI. The incomplete transformation phenomenon in Fe-C-Mo alloys. Metallurgical Transactions. A, Physical Metallurgy and Materials Science. 1990;21A:1433-1463.

SANTOFIMIA, NMJ. La transformación bainítica sin formación de carburos en aceros [tese de doutorado]. Madri: Universidad Complutense; 2007.

1. Professora universitária. Pós Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais. Universidade Federal de Santa Catarina. Engenheira em Centro Universitário Sociesc - UNISOCIESC. daniele.silva@posgrad.ufsc.br

2. Professor universitário. Graduação em Engenharia Mecânica. Centro Universitário Sociesc - UNISOCIESC. Engenheiro em Centro Universitário Sociesc. vituu.ogliari@gmail.com

3. Professor universitário. Pós Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais. Universidade Federal de Santa Catarina. Engenheiro em Universidade Federal de Santa Catarina - UFSC. carlos.a@ufsc.br

4. Professor universitário. Graduação em Engenharia da mobilidade. Universidade Federal de Santa Catarina. Engenheiro em Universidade Federal de Santa Catarina - UFSC. ferrer.m.h@ufsc.br

5. Professor universitário. Graduação em Engenharia de Materiais. Universidade Estadual de Ponta Grossa. Engenheiro em Universidade Estadual de Ponta Grossa - UEPG. mfhupalo@uepg.br

[Índice]

[No caso de você encontrar quaisquer erros neste site, por favor envie e-mail para [webmaster](#)]