

Avaliação de ligas de aço microligado de baixo C e alta resistência mecânica, submetidas ao processo de Têmpera e Partição¹

Flávia Tolomelli^{1*}, Andersan dos Santos Paula¹, Fernando Cosme Rizzo Assunção²

¹Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, RJ, Brasil

²Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro - PUC-RJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil

*flavia.tolomelli@ime.eb.br

RESUMO: Por meio do processo de têmpera e partição podem ser obtidos aços AHSS (Aços Avançados de Alta Resistência) com boa tenacidade e ductilidade. Neste trabalho é avaliado o desempenho de duas ligas desses aços (com adição de Ti ou Cr) submetidas ao processo de Têmpera e Partição (T&P) de um estágio. O estudo envolveu o uso do programa ThermoCalc (TCFE9) para determinar a composição da austenita, bem como equações empíricas para determinar as principais temperaturas de transformação de interesse nesse processo, usadas como base para os tratamentos térmicos de têmpera com resfriamento em óleo. A caracterização das ligas foi feita usando microscopia ótica e eletrônica de varredura, como também quantificação de fase com auxílio do software Image J. Esse último para avaliar de forma indireta o percentual de austenita retida em função da fração de constituinte MA (martensita-austenita). Como resultado foi observado que a liga com adição de Ti comparada à liga com adição de Cr além de apresentar maiores frações de MA, apresentou maiores valores de limite de escoamento, limite de resistência e alongamento total, indicando que ela apresenta maior aptidão ao processo T&P.

PALAVRAS-CHAVE: Aços microligados; T&P; ThermoCalc; Austenita retida.

ABSTRACT: Quenching and partitioning can produce AHSS (advanced high strength steel) with good toughness and ductility. This study evaluated the performance of two alloys of these steel forms (with Ti or Cr addition) that were subjected to one-stage quenching and partitioning. This study used the ThermoCalc program (TCFE9) to determine austenite composition and empirical equations to determine the main transformation temperatures of interest in this process, which were used as a basis for quenching heat treatments in oil. The alloys were characterized by optical and scanning electron microscopy and phase quantification on Image J. The latter was used to indirectly evaluate the retained austenite content as a function of the MA constituent fraction (martensite-austenite). Results found that the alloy with Ti-addition showed higher fractions of MA and higher yield strength, tensile strength limit, and total elongation than with Cr, indicating its greater aptitude for quenching and partitioning.

KEYWORDS: Microalloyed steels; Q&P; ThermoCalc; retained austenite.

1. Introdução²

Os aços avançados de alta resistência (AHSS), de terceira geração, visam agregar maior tenacidade e ductilidade aos aços AHSS de primeira geração. Isso é possível porque esses aços contêm elevada fração volumétrica de ferrita de grão fino, bainita livre de carboneto,

martensita e austenita retida em sua microestrutura. O nível de resistência mecânica é dado por meio dos constituintes ferrita de grão ultrafino, bainita e martensita, enquanto a ductilidade e o alto expoente de encruamento são altamente dependentes da fração e estabilidade mecânica da austenita (GRAJCAR, KU-ZIAK, ZALECKI, 2012; MATLOCK, SPEER, 2009). O conceito do projeto da microestrutura dos aços AHSS de terceira geração visa a obtenção de uma quantidade considerável de austenita retida (> 20% em volume) em uma matriz martensítica/ferrítica. Para obter uma estrutura multifásica sofisticada, são empregadas rotas complexas de processamento térmico (BLECK *et al.*, 2019). Nesse contexto, destacam-se os aços que são obtidos por meio do processo de têmpera e partição (aços T&P) ou do nome original em inglês (aços Q&P) *Quenching and Partitioning Steels*.

1 Indicação de financiamento: deverá ser indicado em “considerações ao editor” durante a submissão, conforme exemplo nas diretrizes ao autor. Não incluir no manuscrito.

2 Observações iniciais ou contextualização, se necessárias, devem ser incluídas como nota de rodapé na in Os títulos dos itens e subitens são apenas exemplos. No entanto, sugerimos usar o formato 1.2.3 para sua subdivisão.

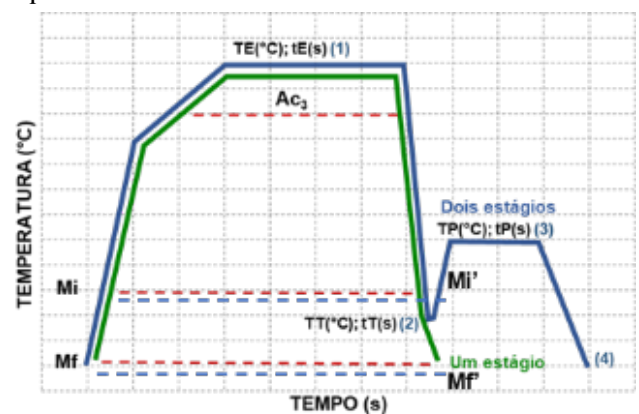
O processo de têmpera e partição, inicialmente proposto por Speer, tem se mostrado uma alternativa de rota viável na obtenção de aços com microconstituintes mistos, tornando-os atrativos devido a sua excelente combinação de propriedades com pouca adição de elementos de liga (SEO, 2019). Um bom projeto de liga para obtenção de um aço de têmpera e partição com microestrutura formada por ripas de martensita separadas por finos filmes de austenita retida deve levar em conta a adição de elementos de ligas que, somado às altas taxas de resfriamento, empregadas no processo de têmpera, permitam: a não formação das fases ferrita e perlita durante a etapa de têmpera; atraso ou inibição da formação de bainita; não formação ou minimização da precipitação de carbonetos (que consumiriam o carbono necessário para estabilização da austenita) e um teor de carbono suficientemente alto para estabilização de uma fração considerável de austenita retida à temperatura ambiente (SANTOFIMIA, 2011). Com essa finalidade, além de C, esses aços apresentam em suas composições outros elementos de liga, tais como: Mn, Ni, Cr, que retardam a formação de ferrita, perlita e bainita; e Si, Al ou P, que adicionados isoladamente ou em combinações inibem a precipitação de carboneto épsilon e cementita, os quais consumiriam o carbono necessário à estabilidade dessa austenita. O enriquecimento em carbono da austenita é considerado benéfico porque o efeito TRIP durante a deformação pode contribuir significativamente para a conformabilidade e a energia de absorção do aço (SANTOFIMIA, 2008). Tem-se ainda que C e Mn, assim como os demais elementos de liga gamagênicos, reduzem a temperatura A_{c3} ou A_{r3} (ou seja, temperatura de transformação ou decomposição eutetóide [A_{c3}] fora do equilíbrio considerando o resfriamento ou aquecimento, respectivamente) aumentando o campo de estabilidade da austenita.

O processo, de têmpera e partição (T&P), mostrado na figura 1, foi proposto para a criação de microestruturas de aço contendo austenita retida e tem sido objeto de várias pesquisas, desde então (SPEER, 2003). Ele consiste em um primeiro estágio com um tratamento térmico de têmpera, a partir da austenitização completa (campo austenítico) ou parcial (campo intercrítico) do aço, seguido de resfriamento com taxa adequada para

inibir qualquer transformação difusional ou mista, interrompido em temperatura entre M_i e M_f , ou seja, temperaturas de início e fim da transformação martensítica, conforme mostrada na Figura 1. Ao final desse estágio do processo, a microestrutura é composta por frações controladas de martensita e austenita retida. Durante o tempo de permanência (*quenching time*, Q_t) do aço nessa faixa de temperatura (tratamento em um estágio) ou em temperatura ligeiramente acima de M_i (tratamento em dois estágios), ocorre a partição de carbono da martensita supersaturada em carbono para a austenita não transformada e que tem por objetivo estabilizá-la em função do decréscimo das suas temperaturas M_i e M_f (conforme mostrada na Figura 1), ou seja, após o resfriamento final, a austenita enriquecida em carbono se fará presente até a temperatura ambiente.

Assim, a fração volumétrica de austenita final pode ser controlada pela temperatura de interrupção do resfriamento, entre M_i e M_f , no tratamento térmico de têmpera e, ao final do tratamento, obtêm-se microestruturas formadas por martensita e austenita retida (se o encharque do tratamento de têmpera for realizado a partir do campo austenítico) ou por ferrita livre, martensita e austenita retida (se o encharque do tratamento de têmpera for realizado a partir do campo intercrítico) (SPEER, 2005; SPEER, 2011).

Figura 1 - Processo de têmpera e partição de 1 estágio e 2 estágios aplicados a aços passíveis a T&P. M_i e M_f = referente à austenita retida no resfriamento da têmpera; M_i' e M_f' = referente à austenita enriquecida no particionamento.



Fonte: X

Os fatores que influenciam a fração volumétrica da austenita retida no aço Q&P incluem principalmente: a composição química, que determina a temperatura M_i da austenita; a temperatura de têmpera (QT), que determina a fração volumétrica inicial da martensita; e o tempo de particionamento, que determinará a fração volumétrica final de austenita retida. Se o tempo de particionamento for muito curto, a difusão do carbono da martensita para austenita será insuficiente, o que faz com que a austenita retida se torne instável e se transforme em martensita no processo de resfriamento seguinte; se o tempo de particionamento for muito longo, a austenita retida é enriquecida em carbono, mas pode se decompor em ferrita e carboneto ou em bainita na temperatura de particionamento (PT) e a fração volumétrica da austenita retida diminuirá (WANG, SPEER, 2013; TOJI, MIYAMOTO, RAABE, 2015; KIM *et al.*, 2009; LI *et al.*, 2010; DE MOOR *et al.*, 2006).

Outros fatores incluem ainda o tamanho do grão austenítico e a morfologia da austenita. O percentual de carbono da austenita é afetado pelo tempo e pela temperatura de partição, de forma que aumentando tanto o tempo quanto a temperatura de partição ocorrerá um aumento na taxa de difusão do carbono e, conseqüentemente, maior estabilização da austenita retida (KNIF *et al.*, 2014; XIE *et al.*, 2019; ZINSAS-BORUJERDI, *et al.*, 2018; ZHAO *et al.*, 2014).

Em relação às propriedades mecânicas, de acordo com Zinsaz-Borujerdi *et al.* (2018), nos aços passíveis do processo de têmpera e partição a fração volumétrica de austenita retida é considerada o principal fator que irá afetar a sua ductilidade, ou seja, o alongamento total avaliado no ensaio de tração uniaxial. O motivo principal é o fato de o alongamento total do aço não depender somente do percentual de austenita retida, mas também do seu percentual de carbono, visto que a estabilidade da austenita enriquecida ao final do encharque, na temperatura de partição, irá definir se no resfriamento subsequente se terá, em conjunto com martensita revenida, somente austenita retida, ou então austenita retida em conjunto com outra martensita

com teor de carbono superior somado à alguma austenita retida. Aumentando-se a temperatura ou tempo de partição aumenta-se a taxa de difusão de carbono e, conseqüentemente, a estabilidade da austenita retida (ZHAO *et al.*, 2014). Matsumura, Sakuma e Takechi (1987) concluíram que, quanto maior o percentual de austenita retida e sua estabilidade, maior o valor de alongamento total obtido.

Diversos trabalhos têm mostrado a influência das condições de processamento dos aços de T&P e de suas microestruturas nos resultados de propriedades mecânicas (JUNG, 2011; ARLAZAROV *et al.*, 2016; KICKINGER *et al.*, 2021; CHENG *et al.*, 2022; JING, 2014; HE *et al.*, 2019).

O objetivo do presente trabalho consistiu na avaliação de duas ligas de aços microligados, AHSS, com diferentes composições, quanto às suas aptidões na obtenção de um aço T&P, quando submetidas ao processo de têmpera e partição de um estágio. Após obtenção das microestruturas, resultantes do processo T&P proposto, foi realizada a caracterização das mesmas por meio de microscopia ótica e eletrônica de varredura, em função do contraste prévio com utilização de solução para ataque colorido de Klemm e reagente convencional de Nital 3%, respectivamente. Dessa maneira, foi possível a identificação dos microconstituintes a partir da análise de imagens, oriundas das micrografias de microscopia ótica, bem como a quantificação da estimativa de austenita retida, por meio da quantificação do percentual de constituinte MA, utilizando o software ImageJ. Agregando a esses resultados a caracterização mecânica por ensaio de tração uniaxial.

2. Materiais e Métodos

2.1. Determinação do projeto de liga

A seleção das ligas, visando a avaliação da aptidão dos aços para o processo T&P, levou em conta uma composição química básica, de Fe-C-Mn-Si, de duas ligas de aços microligados ao Nb, sendo a Liga A com adição de Ti e Mo e a Liga B com adição de Cr e Mo, conforme mostrado na tabela 1. As ligas foram vaza-

das, em escala industrial, em conversor LD e, após os processos de laminação a quente, decapagem e laminação a frio, foram retiradas amostras das chapas para realização do estudo.

Tabela 1 - Composição Química (%peso) das ligas selecionadas para o estudo.

Ligas	C	Mn	Cr	Si	Mo	Ti+nB
Liga A	0,15	2,0	-	0,5	0,3	0,1
Liga B	0,20	2,0	0,3	0,5	0,3	0,050

(valores máximos).

2.2. Determinação das temperaturas de encharque do tratamento de têmpera

O programa ThermoCalc, com banco de dados na versão TCFE9, foi utilizado para determinar as temperaturas que delimitam o campo intercrítico no equilíbrio (A_{e1} e A_{e3}), avaliar a composição química da austenita (percentual de carbono), bem como as temperaturas de precipitação das fases a partir do campo austenítico.

$$Ac_1 = 739 - 22,8C - 6,8Mn + 18,2Si + 11,7Cr - 15Ni - 6,4Mo - 5V - 28Cu \quad \text{Equação 1.}$$

$$Ac_3 = 937,3 - 224,5C - 17Mn + 34Si - 14Ni + 21,6Mo + 41,8V - 20Cu \quad \text{Equação 2.}$$

$$M_i = 539 - 423C - 30,4Mn - 17,7Ni - 12,1Cr - 11Si - 7,5Mo \quad \text{Equação 3.}$$

2.3 Amostragem para a realização dos Tratamentos

Foram coletadas chapas, com espessura de 1,50 mm, de amostras laminadas a frio em escala industrial e confeccionados corpos de provas na dimensão de 90 x 270 mm (direção longitudinal – DL em relação à direção de laminação) para realização dos tratamentos térmicos. O processo de T&P em um estágio com distintas temperaturas de encharque para cada aço, foi realizado em forno de mufla com monitoramento da temperatura por meio de termopares tipo K, fixados às chapas e acoplados a um aparelho fluke.

2.4. Processo T&P em um estágio

Para a realização dos tratamentos térmicos de têmpera e partição duas condições de encharque

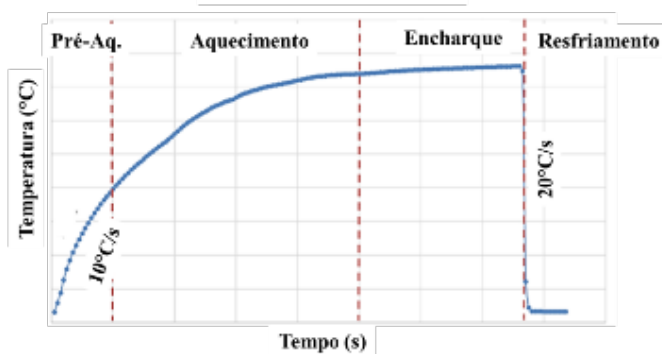
2.2.1. Equações Empíricas

Equações empíricas (GORNI, 2019) para determinação das temperaturas A_{c1} , A_{c3} , e M_i foram adotadas conforme as indicadas nas equações 1, 2 e 3, e comparadas com os valores obtidos via ThermoCalc. Essas temperaturas foram utilizadas como base para a realização dos tratamentos térmicos de têmpera propostos neste trabalho para o processo T&P em um estágio.

foram utilizadas: encharque no campo austenítico e encharque no campo intercrítico, em função do processo T&P em um estágio proposto. Para a realização do encharque no campo austenítico foi adotada a temperatura de 840 °C para as duas ligas em estudo, uma vez que as temperaturas A_{c3} das ligas estava abaixo dessa temperatura. Para a realização do tratamento térmico no campo intercrítico, a partir dos valores obtidos para as temperaturas A_{c1} e A_{c3} , foram adotadas as temperaturas de 780 °C e 820 °C com tempo de encharque de 120 s e tempo de espera de 20 s. O meio de resfriamento utilizado foi óleo à temperatura ambiente e a taxa de resfriamento obtida ficou acima de 20 °C/s. Um exemplo do gráfico obtido para monitoramento do perfil do

ciclo térmico realizado nos tratamentos térmicos pode ser visto na Figura 2. Pode-se observar que o aquecimento se deu com um perfil não linear e com taxa decrescente com o incremento da temperatura, subdividido em duas regiões de pré-aquecimento (taxa média de $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$) e de aquecimento (taxa menor e com maior variação). Com isso, faz-se necessário um tempo de espera das chapas no forno, pré-aquecido na temperatura de encharque proposta, de aproximadamente 90 s para assim considerar-se o início do tempo do encharque.

Figura 2 - Esquema de tratamento térmico utilizado para as Ligas A e B.



2.5. Caracterização metalográfica

Para a realização da caracterização metalográfica foram utilizadas duas técnicas:

- microscopia ótica – MO (em microscópio Zeiss) com reagentes convencionais à base de Nital (solução de 3 mL de ácido nítrico diluído em 97 mL de álcool etílico) e Klemm (solução aquosa saturada de tiosulfato de sódio: 50 mL (solubilidade do sulfato anidro ($\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3$) 50 g/100 mL a $20\text{ }^{\circ}\text{C}$, solubilidade do sulfato hidratado 291,1 g/100 mL a $45\text{ }^{\circ}\text{C}$ e 1 g de metabissulfito de potássio). O tempo de ataque variou em função da microestrutura;

- microscopia eletrônica de varredura em um MEV QUANTA 3D FEG a partir das microestruturas reveladas com a solução de Nital 3%.

2.6. Metalografia Quantitativa

Para realizar uma avaliação quantitativa, estimada, da fração de austenita retida, presente na microestrutura, associada ao percentual de constituinte MA, foi utilizado o software ImageJ como ferramenta de apoio à caracterização. Dois corpos de prova de cada liga, submetidos às mesmas condições de tratamento, foram utilizados para análise de forma comparativa das microestruturas resultantes do ataque com Nital 3%.

2.7. Caracterização Mecânica

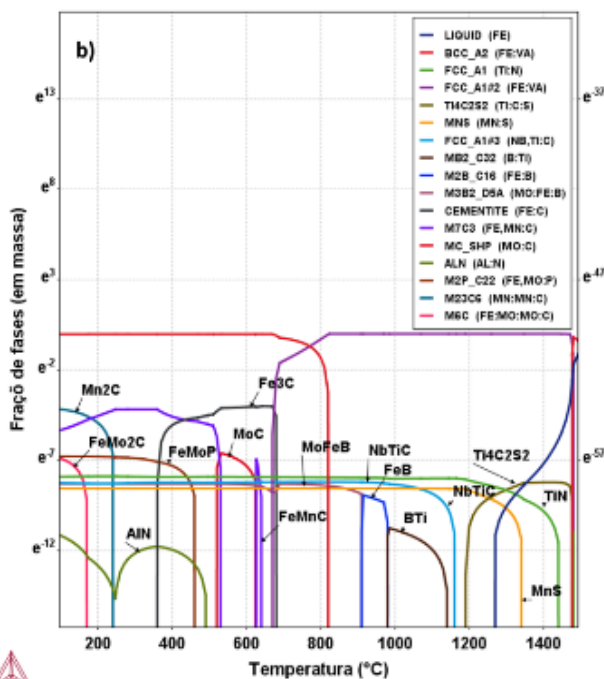
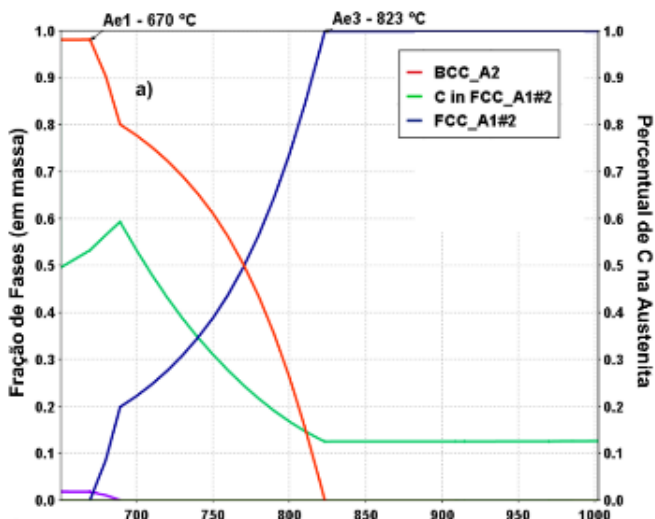
Foram realizados ensaios de tração uniaxial em máquina Instron 5585H 25t, com alongamento total determinado por meio de extensômetro AVE com vídeo. Os corpos de prova, no total de 02 por condição em estudo para cada liga, foram retirados na posição longitudinal e seguiram o padrão conforme normas ASTM-E-290, sendo do tipo ISO I com base de medida 50 mm.

3. Resultados e Discussão

3.1 Aspectos Termodinâmicos

Na Figura 3 (a,b), podem ser observadas as temperaturas A_{e1} e A_{e3} , calculadas via Thermocalc, para as ligas A e B, em que é observado um maior campo de estabilidade da austenita na primeira liga comparativamente à segunda. Na figura 4 (a,b), são mostradas as temperaturas de precipitação de carbonetos, nitretos e carbonitretos das referidas ligas. Nota-se que, na condição de equilíbrio, a liga A poderá consumir mais C na formação de precipitados (08 precipitados à base de C) do que a liga B (05 precipitados à base de C), indicando que nessa última poderá haver maior probabilidade de sobrar C para estabilizar a austenita à temperatura ambiente do que na primeira.

Figura 3 - Gráficos referentes a dados termodinâmicos da Liga A, condição no equilíbrio, destacando: (a) as temperaturas de transformações de fases, A_{e1} e A_{e3} , e a distribuição do carbono na austenita; e (b) os mapas de fases.



3.2 Percentual de Carbono da Austenita e CE

Pode ser visto na Figura 3(a) que os percentuais de carbono da austenita (na condição de equilíbrio) estão acima de 0,20 %C na temperatura de 780 °C, e abaixo

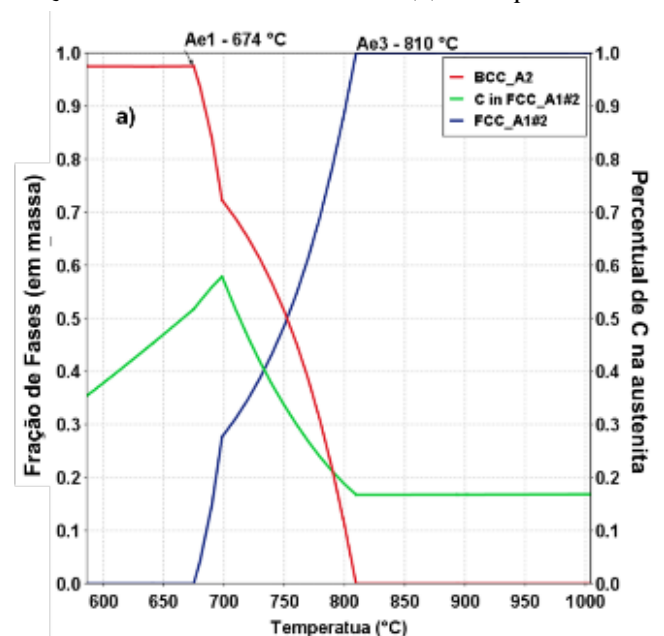
de 0,15 %C nas temperaturas de 820 e 840 °C para a liga A. E pode ser visto na Figura 4 (a) que esses valores também ficaram acima de 0,20 %C na temperatura de 780 °C, porém ficaram acima de 0,15 %C nas temperaturas de 820 e 840 °C, respectivamente, para a liga B.

Na Tabela 2 pode ser observado que os teores de carbono equivalente da liga A (0,71; 0,52; 0,52%) são menores do que os teores de carbono equivalente da liga B (0,73; 0,60; 0,60%) para as temperaturas de 780 °C, 820 °C e 840 °C, respectivamente, indicando que a liga B poderá apresentar maior temperabilidade quando comparada à liga A.

Tabela 2 - Percentual de carbono equivalente das ligas A e B em distintas temperaturas de encharque.

% de Carbono Equivalente das Ligas		
T(°C)	Liga A	Liga B
780	0,71	0,73
820	0,52	0,60
840	0,52	0,60

Figura 4 - Gráficos referentes a dados termodinâmicos da Liga B, condição no equilíbrio, destacando: (a) as temperaturas de transformações de fases, A_{e1} e A_{e3} , e a distribuição do carbono na austenita; e (b) os mapas de fases.



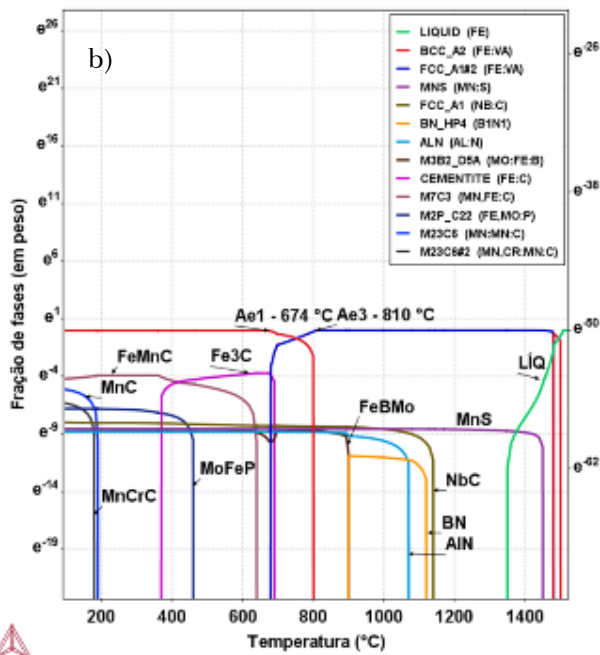
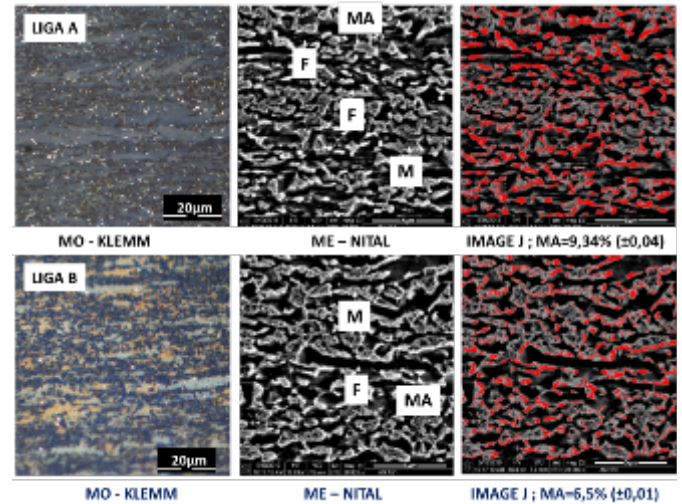


Figura 5 - Caracterização microestrutural: MO (500x) e MEV (20.000x) e seus resultados (estimativa) de quantificação de austenita retida (relacionada ao constituinte MA) das ligas A e B submetidas ao processo T&P, com encharque a partir das temperaturas de 780 °C.



3.2 Avaliação Microestrutural

Nas Figuras 5, 6 e 7 são apresentados os aspectos microestruturais, resultantes do tratamento térmico de têmpera, realizado no campo intercrítico, nas temperaturas de encharque de 780 °C e 820 °C, e no campo austenítico, na temperatura de encharque de 840 °C, respectivamente para o tempo de encharque de 2 min em função das análises feitas nos microscópios ótico (MO) e eletrônico de varredura (MEV).

As micrografias resultantes da análise microestrutural estão dispostas nas referidas Figuras 5, 6 e 7 da seguinte forma, da esquerda para a direita: micrografia do microscópio ótico resultante do ataque colorido com a solução de Klemm (primeira coluna); micrografia do microscópio eletrônico de varredura resultante do ataque com solução de Nital 3% (segunda coluna) e a respectiva análise de imagem para quantificação da austenita retida no ImageJ (terceira coluna), a partir da seleção das regiões mais claras destacadas nas micrografias de MEV.

Figura 6 - Caracterização microestrutural: MO (500x) e MEV (20.000x) e seus resultados (estimativa) de quantificação de austenita retida (relacionada ao constituinte MA) das ligas A e B submetidas ao processo T&P com encharque a partir das temperaturas de 820 °C.

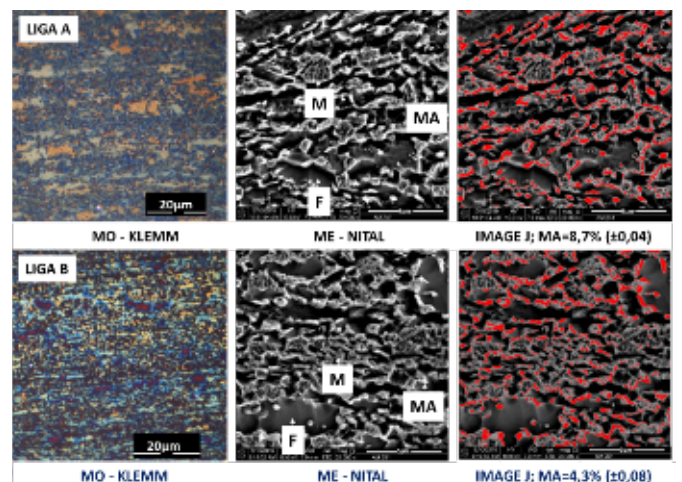
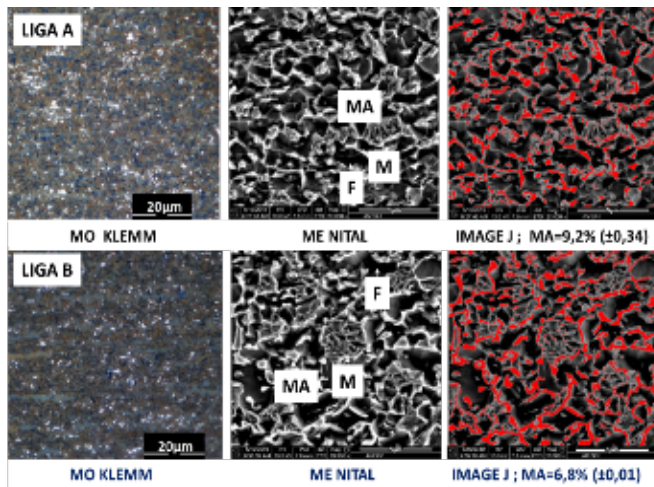


Figura 7 - Caracterização microestrutural: MO (500x) e MEV (20.000x) e seus resultados (estimativa) de quantificação de austenita retida (relacionada ao constituinte MA) das ligas A e B submetidas ao processo T&P, com encharque na temperatura de 840 °C.



Ao se comparar a quantificação das amostras tratadas a partir das temperaturas de 780 °C, 820 °C e 840 °C foi observada uma ligeira redução no percentual de austenita retida (relacionada ao % de constituinte MA) com o aumento da temperatura de 780 °C para 820 °C. Esse fato pode estar associado ao decréscimo no percentual de carbono das ligas de 0,20% C a 780°C para 0,14% C a 820°C, no caso da liga A, e 0,25% C a 780°C para % C < 0,15, no caso da Liga B,

que é observada à medida em que a temperatura do tratamento aumenta, diminuindo, assim, a possibilidade de estabilidade da austenita retida à temperatura ambiente, em função do decréscimo da temperatura M_r e, assim, uma maior proporção de austenita no constituinte MA.

Foi observado também que a Liga A apresentou maior percentual de austenita retida (valor estimado pelo % de constituinte MA) comparativamente à Liga B, na temperatura de 840 °C. Nessa faixa de temperatura, o percentual de carbono da austenita é igual ao percentual de carbono das ligas, ou seja: 0,13 %C para a Liga A e > 0,15 %C para a Liga B.

3.3. Ensaio de tração

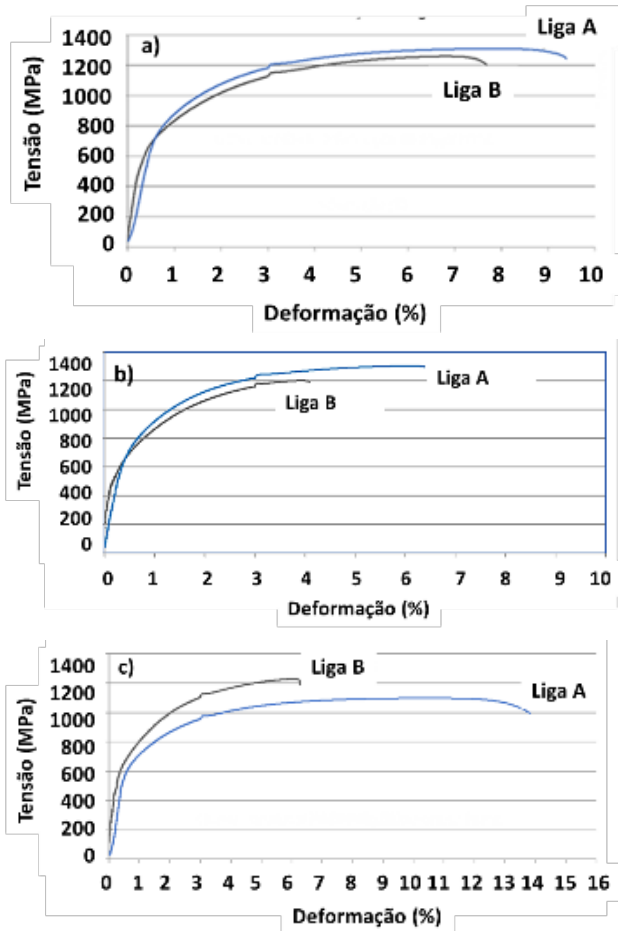
Na Tabela 3 são apresentados os valores das propriedades mecânicas (média de dois corpos de provas) para as variáveis limite de escoamento, LE (MPa), limite de resistência à tração, LR (MPa), alongamento total, AL (%) e expoente de encruamento, valor n, (medida até no máximo 6 % de deformação, exceto para a liga B, tratada a 820 °C, em que a medida foi até 4 % de deformação), extraídos dos ensaios de tração uniaxial realizados em corpos de prova para duas ligas em estudo, tratadas nas temperatura de 780, 820 e 840 °C (conforme Figura 8), com esses valores relacionados aos percentuais de constituinte MA quantificados na análise metalográfica.

Tabela 3 - Resultados de propriedades mecânicas da liga A e liga B, correlacionados à fração de constituinte MA, em função da temperatura adotada no tratamento térmico.

Ligas	Temp(°C)	LE (Mpa)	LR (Mpa)	Al (%)	N _{4-6%}	MA (%)
A	780	804	1309	9,4	0,15	9,34 ± 0,2
B	780	670	1270	7,7	0,17	6,5 ± 0,3
A	820	760	1306	6,5	0,12	8,7 ± 0,1
B	820	592	1199	4,1	0,09	4,3 ± 0,2
A	840	639	1100	13,9	0,19	9,2 ± 0,25
B	840	631	1152	6,5	0,19	6,8 ± 0,3

Pode-se destacar, pelos resultados obtidos, que a Liga A, ao apresentar maiores valores de fração de constituinte MA (média de 10 medidas), também revelou ter valores superiores de LE (MPa), LR (MPa) e AL (%), quando tratada nas temperaturas de 780 e 820 °C. No entanto, os corpos, provas resultantes do tratamento térmico a 840 °C para ambas as ligas, apresentaram uma evidência de decréscimo nos valores de LE (MPa) e LR (MPa), e a manutenção de maior AL (%) para a Liga A. Por fim, os valores de $n_{4-6\%}$ não apresentaram um comportamento conclusivo em função das ligas em estudo, temperaturas de encharque no tratamento térmico de têmpera e fração de constituinte MA observado.

Figura 8 -Curvas tensão x deformação, em engenharia, das ligas A e B submetidas ao processo T&P a partir das temperaturas de encharque de 780 °C (a), 820 °C (b) (campo intercrítico) e 840 °C (c) (campo austenítico).

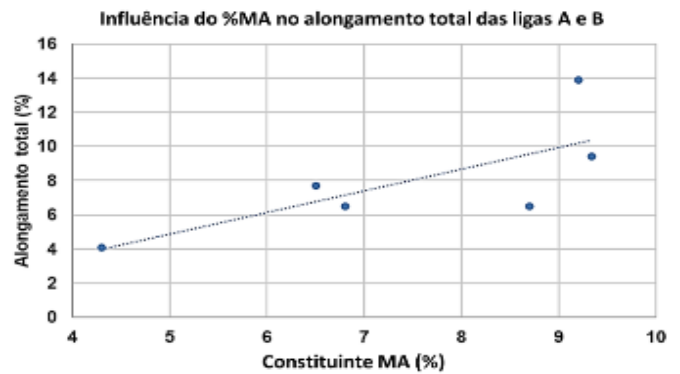


Pela análise das curvas tensão x deformação, em engenharia, destacadas na Figura 8, fica mais em evidência que o incremento na temperatura de encharque, adotada nos tratamentos praticados, proporcionou à liga A uma evolução microestrutural que resultou em um incremento contínuo no valor de alongamento total e tenacidade da referida liga comparativamente à Liga B, para o tempo de encharque adotado no tratamento (2 min).

3.4. Influência do percentual de austenita retida (relacionada ao constituinte MA) no alongamento total

Na Figura 9 são apresentados os valores quantificados de constituinte MA, relacionados à austenita retida, com o alongamento total observado nos corpos de prova submetidos ao ensaio de tração uniaxial, após serem submetidos aos tratamentos térmicos de têmpera nas temperaturas de encharque de 780, 820 e 840 °C.

Figura 9 - Influência do percentual de austenita retida (relacionada ao % de constituinte MA) no alongamento total das ligas A e B, quando submetidas ao processo de T&P de um estágio.



Pela reta plotada no gráfico da Figura 9, foi observado que existe uma tendência de obtenção de maiores valores de alongamento total quando o percentual de austenita retida, associado ao % de constituinte MA, aumenta.

4. Conclusão

Conclui-se que os fatores que podem justificar a evolução microestrutural e o comportamento mecânico distinto entre as ligas avaliadas neste

trabalho, quanto à aptidão para o processo de têmpera e partição (com encharque na têmpera no campo intercrítico e austenítico), podem estar associados a:

- a. ação do Ti combinando-se com o N em alta temperatura, formando o composto TiN e provavelmente deixando B em solução sólida, a qual atua atrasando o processo transformação da austenita no resfriamento. Esse fato pode ser mais bem observado para as temperaturas praticadas no campo intercrítico (780 °C e 820 °C);
- b. embora o percentual de C na liga com adição de Cr fosse mais favorável à estabilização da austenita no resfriamento, é possível que a dissolução dos precipitados na referida liga, no aquecimento, possa não ter ocorrido de forma completa ao longo do encharque concomitante com o processo de recristalização dessa liga.
- c. é provável ainda que, do ponto de vista cinético, tenha ocorrido uma menor formação de

carbonetos na liga com adição de Ti comparativamente à liga com adição de Cr, deixando C livre para estabilização da austenita no resfriamento.

- d. dessa forma, pode-se inferir que a Liga com adição de Ti possivelmente apresentará maior aptidão para o processo de têmpera e partição, comparativamente à liga com adição de Cr, para as condições de tratamento adotadas neste trabalho, em função dessa ter apresentado valores superiores de propriedades mecânicas (LE, LR e Al), e maior percentual de constituinte MA, como também provável maior retenção de austenita ao final do resfriamento na têmpera.

Agradecimentos

Os autores agradecem à CSN, IME e PUC-RJ pelo apoio recebido com as amostras, ensaios laboratoriais e caracterização, bem como ao PROEX/CAPES pelos subsídios de custeio fornecidos ao PPGCM/IME.

Referências

- [1] ARLAZAROV, A.; OLLAT, M.; MASSE, J. P.; BOUZAT, M. Influence of partitioning on mechanical behavior of Q&P steels. *Materials Science and Engineering: A*, [s. l.], v. 661, p. 79-86, 2016. DOI: 10.1016/j.msea.2016.02.071.
- [2] ASTM INTERNATIONAL. *E290-14: Standard test methods for bend testing of material for ductility*. [s. l.]. 2014.
- [3] BLECK, W.; BRÜHL, F.; MA, Y.; SASSE, C. Materials and processes for the third-generation advanced high-strength steels. *Berg- und Hüttenmännische Monatshefte*, [s. l.], v. 164, p. 466-474, 2019. DOI: 10.1007/s00501-019-00904-y.
- [4] CHENG, Y. Y.; ZHAO, G.; XU, D. M.; MAO, X. P.; BAO, S. Q.; YANG, G. W. Comparative study on microstructures and mechanical properties of Q&P steels prepared with hot-rolled and cold-rolled C-Si-Mn sheets. *Journal of Materials Research and Technology*, [s. l.], v. 20, p. 1226-1242, 2022. DOI: 10.1016/j.jmrt.2022.07.139.
- [5] CLARKE, A. J.; SPEER, J. G.; MATLOCK, D. K.; RIZZO, F. C.; EDMONDS, D. V.; SANTOFIMIA, M. J. Influence of carbon partitioning kinetics on final austenite fraction during quenching and partitioning. *Scripta Materialia*, [s. l.], v. 61, n. 2, p. 149-152, 2009. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2009.03.02.1.
- [6] DE MOOR, E.; LACROIX, S.; SAMEK, L.; PENNING, J.; SPEER, J. Dilatometric study of the quench and partitioning process. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON ADVANCED STRUCTURAL STEELS, 3., 2006, Gyeongju. *Proceedings Of The 3rd International Conference On Advanced Structural Steels*. Gyeongju: Korean Institute of Metals and Materials, 2006.
- [7] EDMONDS, D. V.; HE, K.; RIZZO, F. C.; DE COOMAN, B. C.; MATLOCK, D. K.; SPEER, J. G. Quenching and partitioning martensite — A novel steel heat treatment. *Materials Science and Engineering: A*, [s. l.], v. 438-440, p. 25-34, 2006. DOI: 10.1016/j.msea.2006.02.133.
- [8] GORNI, A. A. *Steel forming and heat-treating handbook*. [s. l.]: [s. n.], 2019.
- [9] GRAJCAR, A.; KUZIAK, R.; ZALECKI, W. Third generation of AHSS with increased fraction of retained austenite for the automotive industry. *Archives of civil and mechanical engineering*, [s. l.], v. 12, n. 3, p. 334-341, 2012.
- [10] HE, J.; HAN, G.; LI, S.; ZOU, D. To correlate the phase transformation and mechanical behavior of QP steel sheets. *International Journal of Mechanical Sciences*, [s. l.], v. 152, p. 198-210, 2019.
- [11] KICKINGER, C.; SUPPAN, C.; HEBESBERGER, T.; SCHNITZER, R.; HOFER, C. Microstructure and mechanical properties of partially ferritic Q&P steels. *Materials Science and Engineering: A*, [s. l.], v. 815, p. 141-296, 2021.

- [12] KIM, D. H.; SPEER, J. G.; KIM, H. S.; DE COOMAN, B. C. Observation of an isothermal transformation during quenching and partitioning processing. *Metallurgical and Materials Transactions A*, [s. l.], v. 40, p. 2048-2060, 2009.
- [13] KNIF, D. D.; PETROV, R.; FÖJER, C.; KESTENS, L. A. I. Effect of fresh martensite on the stability of retained austenite in quenching and partitioning steel. *Materials Science Engineering: A*, [s. l.], v. 615, p. 107-115, 2014. DOI: 10.1016/j.msea.2014.07.054.
- [14] LI, H. Y.; LU, X. W.; LI, W. J.; JIN, X. J. Microstructure and mechanical properties of an ultrahigh-strength 40SiMnNiCr steel during the one-step quenching and partitioning process. *Metallurgical and Materials Transactions A*, [s. l.], v. 41, n. 5, p. 1284-1300, 2010. DOI: 10.1007/s11661-010-0184-8.
- [15] LIU, H.; JIN, X.; DONG, H.; SHI, J. Martensitic microstructural transformations from the hot stamping, quenching and partitioning process. *Materials characterization*, [s. l.], v. 62, n. 2, p. 223-227, 2011.
- [16] MATLOCK, D. K.; SPEER, J. G. Third generation of AHSS: microstructure design concepts. In: HALDAR, A.; SUWAS, S.; BHATTACHARJEE, D. (eds). *Microstructure and Texture in Steels and Other Materials*. Londres: Springer, 2009. p. 185-205.
- [17] MATSUMURA, O.; SAKUMA, Y.; TAKECHI, H. Enhancement of elongation by retained austenite in intercritical annealed 0,4C-1,5Si-0,8Mn steel. *Transaction ISIJ*, [s. l.], v. 27, n. 7, p. 570-579, 1987.
- [18] SANTOFIMIA, M. J.; ZHAO, L.; PETROV, R.; SIETSMA, J. Characterization of the microstructure obtained by the quenching and partitioning process in a low-carbon steel. *Materials Characterization*, [s. l.], v. 59, n. 12, p. 1758-1764, 2008.
- [19] SANTOFIMIA, M. J.; ZHAO, L.; PETROV, R.; KWAKERNAAK, C.; SLOOF, W.G.; SIETSMA, J. Microstructural development during the quenching and partitioning process in a newly designed low-carbon steel. *Acta Materialia*, [s. l.], v. 59, n. 15, p. 6059-6068, 2011.
- [20] SEO, E. J.; CHO, L.; KIM, J. K.; MOLA, J.; ZHAO, L.; DE COOMAN, B. C. Constituent-specific properties in quenching and partitioning (Q&P) processed steel. *Materials Science and Engineering: A*, [s. l.], v. 740-741, p. 439-444, 2019.
- [21] SPEER, J. G.; ASSUNÇÃO, F. C. R.; MATLOCK, D. K.; EDMONDS, D. V. The “quenching and partitioning” process: background and recent progress. *Materials Research*, [s. l.], v. 8, n. 4, p. 417-423, 2005. DOI: 1590/S1516-14392005000400010.
- [22] SPEER, J. G.; DE MOOR, E.; FINDLEY, K. O.; MATLOCK, D. K.; DE COOMAN, B. C.; EDMONDS, D. V. Analysis of microstructure evolution in quenching and partitioning automotive sheet steel. *Metallurgical and materials transactions A*, [s. l.], v. 42, p. 3591-3601, 2011.
- [23] SPEER, J. G.; STREICHER, A. M.; MATLOCK, D. K.; RIZZO, F.; KRAUSS, G. Quenching and partitioning: a fundamentally new process to create high strength trip sheet microstructures. In: SYMPOSIUM ON THE THERMODYNAMICS, KINETICS, CHARACTERIZATION AND MODELING, 2003, Chicago. *Austenite formation and decomposition*. Warrendale: TMS, 2003. p. 505-522.
- [24] SUN, J.; YU, H. Microstructure development and mechanical properties of quenching and partitioning (Q&P) steel and an incorporation of hot-dipping galvanization during Q&P process. *Materials Science and Engineering: A*, [s. l.], v. 586, p. 100-107, 2013.
- [25] SUN, J.; YU, H.; WANG, S.; FAN, Y. Study of microstructural evolution, microstructure-mechanical properties correlation and collaborative deformation-transformation behavior of quenching and partitioning (Q&P) steel. *Materials Science and Engineering A*, [s. l.], v. 596, p. 89-97, 2014.
- [26] TOJI, Y.; MIYAMOTO, G.; RAABE, D. Carbon partitioning during quenching and partitioning heat treatment accompanied by carbide precipitation. *Acta Materialia*, [s. l.], v. 86, p. 137-147, 2015.
- [27] WANG, L.; SPEER, J. G. Quenching and partitioning steel heat treatment. *Metallography, Microstructure, and Analysis*, [s. l.], v. 2, p. 268-281, 2013. DOI: 10.1007/s13632-013-0082-8.
- [28] ZHAO, C. *et al.* Effect of annealing temperature and time on microstructure evolution of 0,2C-5Mn steel during intercritical annealing process. *Materials Science Technology*, [s. l.], v. 30, n. 7, p. 791-799, 2014. DOI: 10.1179/1743284713Y.00000000416.
- [29] ZINSAZ-BORUJERDI, A.; ZAREI-HANZAKI, A.; ABEDI, H. R.; KARAM-ABIAN, M.; DING, H.; HAN, D.; KHERADMAN, N. Room temperature mechanical properties and microstructure of a low alloyed TRIP-assisted steel subjected to one-step and two-step quenching and partitioning process. *Materials Science and Engineering: A*, [s. l.], v. 725, p. 341-349, 2018.

- [30] XIE, Z. J.; HAN, G.; YU, Y. S.; SHANG, C. J.; MISRA, R. D. K. The determining role of intercritical annealing condition on retained austenite and mechanical properties of a low carbon steel: Experimental and theoretical analysis. *Materials Characterization*, [s. l.], v. 153, p. 208-214, 2019. DOI: 10.1016/j.matchar.2019.05.010