

TRATAMENTO TÉRMICO DE TÊMPERA E PARTIÇÃO EM FERROS FUNDIDOS NODULARES¹

Anderson José Saretta Tomaz da Silva²

Hélio Goldenstein³

Wilson Luiz Guessel⁴

Resumo

Um novo ciclo de tratamento térmico denominado de “Têmpera e partição” vem sendo desenvolvido em aços comerciais como rota para obtenção de estruturas com frações controladas de austenita retida. Essa rota de tratamentos térmicos consiste em realizar uma têmpera parcial, com temperaturas intermediárias entre Ms e Mf, seguido de um reaquecimento com manutenção em patamares isotérmicos por certos intervalos de tempo, objetivando estabilizar a austenita remanescente através da partição do carbono a partir da martensita supersaturada. No presente trabalho, duas ligas de ferros fundidos nodulares utilizados comercialmente foram submetidos a ciclos de têmpera e partição. As amostras foram austenitizadas a 900°C por duas horas. Uma das ligas foi temperada em óleo a 175°C e a outra a 160°C por 1 minuto. Imediatamente após a têmpera as amostras foram reaquecidas em temperaturas entre 300 e 450°C por intervalos de tempo que variaram entre 2 e 180 min. A caracterização mecânica foi feita através de ensaios de energia absorvida ao impacto e dureza HRC. A caracterização microestrutural foi realizada através de microscopias óptica e eletrônica de varredura (MEV). Os maiores valores de energia absorvida ao impacto em ambas as ligas foram obtidas nas amostras particionadas a 375°C após 20 min. Em todas as condições testadas é possível perceber uma janela de processo bem definida caracterizada por valores crescentes de energia absorvida ao impacto nos primeiros minutos do ciclo de partição e que decrescem após certo intervalo de tempos. A caracterização microestrutural evidencia que os ciclos utilizados são capazes de promover a estabilização da austenita através da partição do carbono proveniente da martensita.

Palavras-chave: Ferro nodular; Têmpera e partição; Austenita; Martensita.

“QUENCHING & PARTITIONING” OF DUCTILE CAST IRONS

Abstract

A new cycle of heat treatment known as "Quenching and partitioning" has been developed in commercial steel alloys as a way to obtain structures with controlled fractions of retained austenite. This cycle of heat treatment consists in perform a partial quenching in temperatures between Ms and Mf, followed by a reheating with isothermal holding by different time intervals. The aim of this cycle is achieve the austenite stabilization by diffusion of carbon from the supersaturated plates of martensite. In this work, two alloys of commercial ductile cast iron were heat-treated in conventional cycles of quenching and partitioning. The samples were austenitized at 900°C for two hours, followed by quenching in oil at 175° C and 160° C for one min. Immediately after quenching the samples were reheated at temperatures between 300 and 450°C for time intervals between 2 and 180 minutes. The mechanical characterization was performed using impact tests and HRC hardness. The microstructure characterization was performed using optical and electronic microscopy (SEM). The highest values of impact energy on both alloys were obtained by partitioning at 375° C after 20 min. In all heat treatment conditions was possible to view a process window, characterized by increasing values of the impact energy in the first minutes and which decrease after increase the partitioning time. The microstructure characterization showed that is possible to obtain fractions of retained austenite by the quenching and partitioning process.

Key words: Ductile iron; Quenching and partitioning; Austenite; Martensite.

¹ Contribuição técnica ao 66º Congresso Anual da ABM, 18 a 22 de julho de 2011, São Paulo, SP, Brasil.

² Engenheiro Metalurgista, Tupy S.A.

³ Engenheiro Metalurgista, Prof. Dr. Dpto. Eng. Metalúrgica e de Materiais, Univ. São Paulo

⁴ Engenheiro Metalurgista, Prof. Dr., Universidade do Estado de Santa Catarina, Diretor da Engenharia Metalúrgica da Tupy S.A.

1 INTRODUÇÃO

Um novo conceito de tratamento térmico, identificado por têmpera e partição, vem sendo estudado como alternativa ao desenvolvimento de aços multifásicos com controle da fração volumétrica da austenita retida enriquecida pelo fenômeno da partição do carbono proveniente da martensita.⁽¹⁾

O conceito do tratamento de têmpera e partição envolve a transformação de certa porção de austenita em martensita, através de uma têmpera parcial em temperaturas entre M_s e M_f , seguido de um tratamento de partição térmica cujo objetivo é o transporte do carbono a partir da martensita supersaturada para a austenita não transformada, promovendo sua estabilização.⁽²⁾

A Figura 1 apresenta um ciclo típico de têmpera e partição utilizado em um aço comercial no qual é possível identificar o decréscimo das linhas referentes à M_s e M_f após o ciclo de partição térmica, representando a estabilização da austenita.

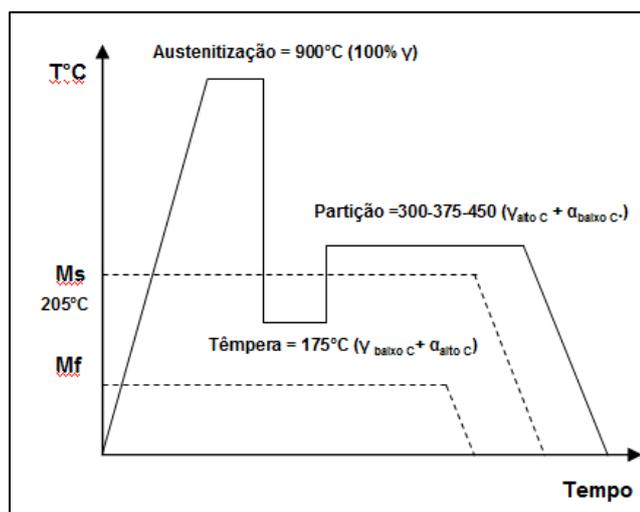


Figura 1 – Ciclo esquemático do tratamento de têmpera e partição utilizado nesse estudo.

1.1 Estabilização da Austenita Através da Partição do Carbono

Segundo Clarke et al.⁽³⁾ existem evidências experimentais que confirmam a existência de partição de carbono entre os filmes de austenita contidos ao redor das agulhas de martensita podendo ocorrer ao longo do resfriamento durante a têmpera, ou através da manutenção isotérmica após a transformação martensítica.

Nos tratamentos térmicos convencionais, o processo de partição de carbono entre a martensita e a austenita retida é geralmente ignorado principalmente em função de que a supersaturação é eliminada por processos competitivos, sendo o mais comum deles a precipitação de carbonetos durante o tratamento de revenido. No processo de têmpera e partição a supersaturação de carbono da martensita temperada é utilizada para estabilizar a austenita não transformada. Esse fenômeno só vai ser possível uma vez que haja a presença de austenita não transformada após a têmpera e também que a precipitação de carbonetos seja suprimida.⁽¹⁾ Se essas condições forem satisfeitas, é possível obter uma austenita enriquecida em carbono que se torna estável à temperatura ambiente.⁽¹⁾

A fração volumétrica de martensita é controlada pelo resfriamento a uma temperatura específica entre M_s e M_f após a etapa de austenitização. O tratamento térmico posterior tem por objetivo promover a difusão do carbono da martensita supersaturada para a austenita remanescente. Se a precipitação de carbonetos foi

de fato suprimida, pode-se considerar numa situação ideal que após o término do tratamento de partição todo o carbono se encontra dissolvido na austenita.⁽²⁾

Estudos conduzidos por vários autores, em especial Clarke et al.⁽³⁾ e Moor et al.⁽⁴⁾ e comprovaram ser possível a obtenção de frações de austenita retida através do ciclo de têmpera e partição. Nesses estudos é possível visualizar a dependência entre a fração de austenita retida, bem como seu teor de carbono final, com as condições de tratamento térmico empregadas (temperaturas e tempos de partição, além da temperatura de têmpera). Moor et al.⁽⁴⁾ demonstram que conforme há o acréscimo na temperatura de partição, a cinética das reações é acelerada fazendo com que as maiores frações de austenita sejam obtidas em tempos menores. A partir de determinado ponto essa fração de austenita começa a decrescer, sugerindo a decomposição dessa fase em outro tipo de produto. Nesse mesmo estudo, o autor utilizou-se de microscopia eletrônica de transmissão para investigar a microestrutura obtida. Imagens de campo escuro confirmam que a estrutura final é composta de finas lâminas de austenita dispostas entre as placas de martensita.

No campo de aplicação dos ferros fundidos, um outro exemplo de utilização do fenômeno da partição térmica de carbono na obtenção de austenita estável é a estrutura dos ferros fundidos nodulares austemperados (ADI), composta de agulhas de ferrita acicular em meio a uma matriz de austenita retida. A austenita de baixo carbono se decompõe em agulhas de ferrita que nucleiam nas interfaces austenita/grafita e nos contornos de células eutéticas. A medida que ocorre o crescimento das agulhas de ferrita o carbono é particionado para o interior da austenita remanescente que irá alcançar o equilíbrio através da supersaturação com o carbono proveniente das regiões transformadas em ferrita.⁽⁵⁾

1.2 Propriedades Mecânicas de Materiais Submetidos à Têmpera e Partição

Ao longo dos últimos tempos aplicações potenciais tem surgido para materiais de estruturas aciculares, contendo bainita ou martensita isentas de carbonetos, combinadas com frações volumétricas significativas de austenita retida.⁽⁵⁾

A supressão de carbonetos melhora tenacidade dos aços através do transporte do carbono a partir das agulhas de ferrita acicular ou martensita, concentrando-o na austenita presente. A austenita retida atua de forma a proteger a bainita ou a ferrita martensítica dos efeitos prejudiciais à tenacidade, promovidos pela dispersão de carbonetos. A alta concentração de carbono na austenita atua como um estabilizante químico dessa fase, impedindo sua decomposição futura. Esse conceito é contrário ao utilizado nos processos convencionais de têmpera e revenido, em que a fração volumétrica de austenita remanescente é decomposta em carbonetos, estabilizando a microestrutura.⁽⁶⁾ A retenção de frações de austenita (cúbica de faces centradas) promove elevada ductilidade durante processos de deformação subsequente, atuando potencialmente como um amortecedor da propagação de trincas, aumentando a tenacidade do material.⁽⁷⁾

Vários autores têm estudado o impacto do ciclo de têmpera e partição na microestrutura e propriedades mecânicas de diversos materiais convencionais.⁽⁶⁻⁸⁾ Estudos conduzidos por Moor e seus colaboradores em aços ligados ao manganês, silício, alumínio e fósforo⁽³⁾ permitiram a obtenção de combinações de limites de resistência/alongamento de 800 Mpa/25% até 1.000 Mpa/10%, indicando que o ciclo de têmpera e partição é viável para obtenção de aços de elevada resistência com alta ductilidade. Em algumas das condições utilizadas, o alongamento final foi

semelhante a aços TRIP, porém com limites de resistência e alongamento entre 15% e 20% maiores.

Diante dos aspectos supra-citados é possível concluir que os aços submetidos ao tratamento de têmpera e partição podem ser classificados como uma nova família de materiais que combinam altos limites de resistência com ductilidade relativamente alta.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

Esse estudo buscou avaliar a influência de diferentes condições do ciclo de têmpera e partição na microestrutura e propriedades mecânicas dos ferros fundidos nodulares. Foram selecionadas duas ligas comercialmente utilizadas em componentes automotivos com diferentes teores de manganês e silício. A justificativa para essa escolha de elementos se baseia no efeito estabilizador da austenita promovido pelo manganês e também pelo efeito supressor de carbonetos da reação bainítica promovido pelo silício. A composição química utilizada nesse estudo segue na Tabela 1.

Tabela 1: Composição química das ligas utilizadas nesse estudo

Elemento	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mg	Mo	Ni
Liga 1	3,49	2,22	0,24	0,04	0,01	0,03	0,49	0,043	0,0	0,01
Liga 2	3,48	2,89	0,52	0,06	0,01	0,03	0,5	0,05	0,0	0,013

A austenitização foi realizada em temperatura de 900°C por um período de duas horas. Esses valores são tipicamente utilizados na austenitização de ferros fundidos nodulares submetidos ao tratamento de austêmpera. A decisão de utilizar somente uma temperatura para austenitizar o material se deve ao objetivo principal do trabalho, que é o de explorar de forma mais aprofundada o ciclo de partição.

A seleção da temperatura para a têmpera parcial foi realizada utilizando-se de equações para cálculo da temperatura Ms com base na composição química do material, presente em algumas literaturas.⁽⁹⁾ Diante disso, as temperaturas selecionadas para a têmpera foram de 175°C para a liga 1 e 160°C para liga 2. Visando obter um comparativo entre o ciclo de têmpera e partição, com ciclos convencionais de têmpera e revenido, para cada amostra temperada a 175°C ou 160°C, outra amostra foi temperada a 30°C seguindo para o mesmo ciclo de partição posteriormente.

A austenitização foi realizada em forno tipo mufla. A têmpera foi realizada em óleo a base de polímeros e os ciclos de partição foram realizados também em forno tipo mufla. Os ciclos utilizados na etapa de partição subsequente à têmpera, foram definidos com base em alguns estudos presentes na revisão de literatura^(3,10,11) Diante disso as três temperaturas selecionadas para realização da partição foram 300°C, 375°C e 450°C, em tempos que variaram entre 2 minutos e 180 minutos.

A caracterização mecânica foi realizada através de ensaios de energia absorvida ao impacto e dureza HRc. Corpos de prova sem entalhe foram utilizados para determinação da energia absorvida ao impacto. A confecção desses corpos de prova foi realizada de acordo com a norma NBR 6157.⁽¹²⁾ As medições de dureza HRc foram realizadas em uma das faces dos corpos de prova utilizados nos ensaios de impacto. A caracterização da microestrutura foi feita através de microscopia óptica, utilizando ataque com metabisulfito de sódio. A microscopia eletrônica de



varredura foi realizada utilizando a técnica de elétrons secundários e retro-espalhados.

3 RESULTADOS

3.1 Energia Absorvida ao Impacto

Os valores de energia absorvida ao impacto de todas as condições utilizadas nesse estudo seguem apresentadas na Figura 2. Visando estabelecer um comparativo entre os valores de energia absorvida ao impacto de ferros fundidos nodulares submetidos ao novo ciclo de têmpera e partição com ciclos convencionais de têmpera e revenido, para cada amostra temperada parcialmente (175°C para a liga 1 e 160°C para a liga 2) outra amostra foi temperada no mesmo óleo em temperatura de 30°C, seguindo para o mesmo ciclo de partição das amostras temperadas a quente. Um corpo de prova foi ensaiado para cada condição de tratamento térmico testada nesse estudo.

A análise dos dados apresentados na Figura 2 aponta que para ambas as ligas o ciclo de têmpera e partição consegue, de um modo geral, obter uma classe de ferros fundidos com maiores valores de energia absorvida ao impacto, comparativamente aos ciclos convencionais de têmpera e revenido (têmpera a 30°C). Esse comportamento se explica em função da possível presença de austenita retida, estabilizada através da partição do carbono proveniente da martensita. Nos gráficos referentes à liga de número 1 é possível observar que os maiores valores de energia absorvida ao impacto foram de 66,6 J nas amostras particionadas a 300°C após 60 minutos, 81,4 J nas amostras particionadas a 375°C após 20 minutos e por fim 71,8 J nas amostras particionadas a 450°C após 5 minutos. Em todas as condições é possível perceber a existência de uma janela de processos caracterizada pelo incremento dos valores de energia absorvida nos primeiros minutos do tratamento de partição, passando a decrescer a partir de certos intervalos de tempo. Também é possível observar que à medida que a temperatura de partição aumenta os picos de energia absorvida passam a ocorrer em intervalos de tempo menores. Essa aceleração na cinética das transformações pode ser explicada em virtude do acréscimo na taxa de difusão do carbono que ocorre à medida que há o acréscimo na temperatura de partição.

Comportamento semelhante é observado na liga 2. Na qual os maiores valores de energia absorvida ao impacto foram de 87,2 J nas amostras particionadas a 300°C após 120 minutos, 92,2 J nas amostras particionadas a 375°C após 20 minutos e por fim 58,8 J nas amostras particionadas a 450°C após 5 minutos. A exemplo do que foi observado na liga 1, aparentemente também há uma janela de processos em todas as condições de partição que foram testadas na liga de número 2 e a cinética das transformações também é acelerada em função do acréscimo da temperatura de partição.

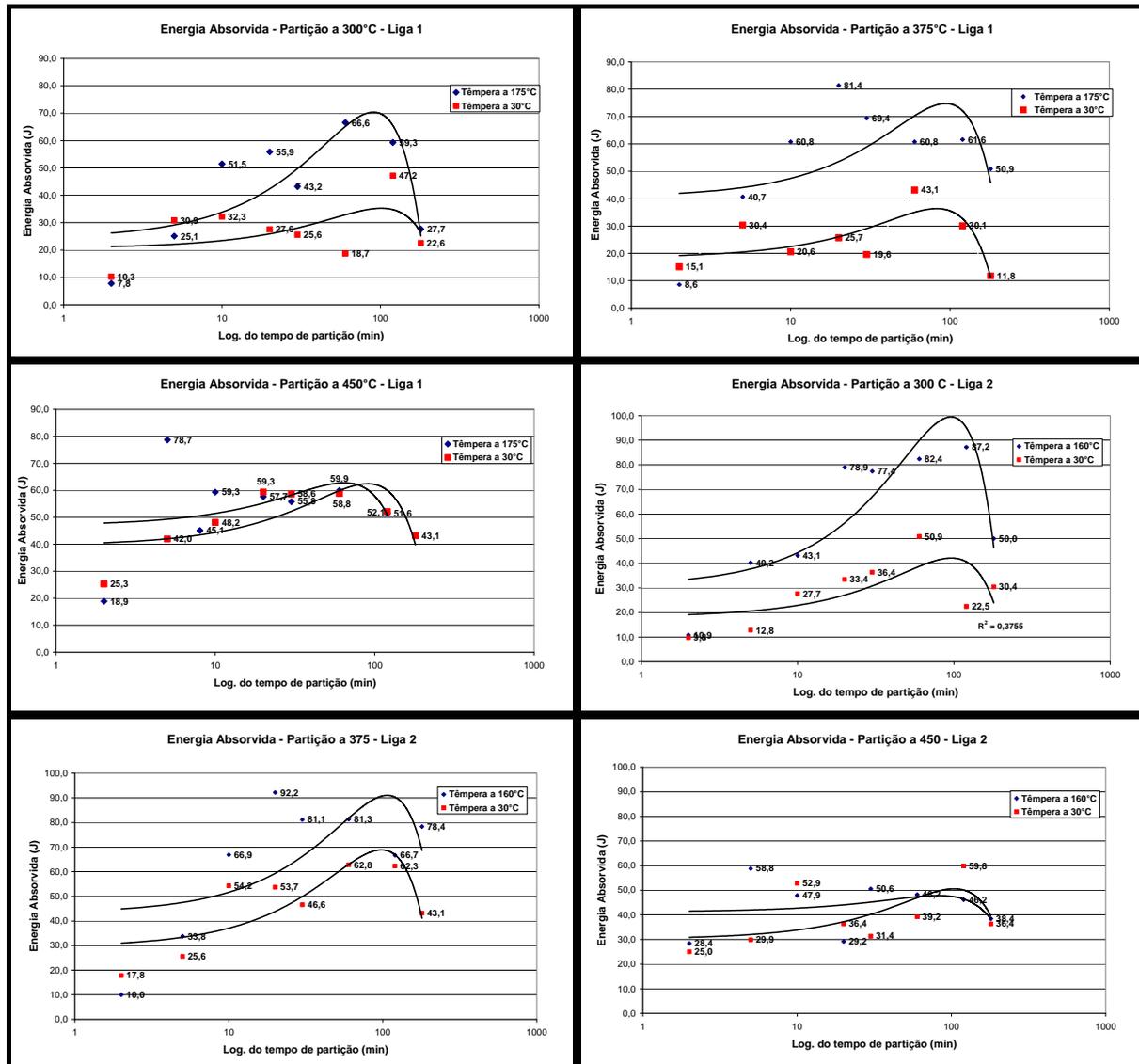


Figura 2: Evolução da Energia Absorvida ao impacto em todas as condições de TT.

Comparando as curvas de energia absorvida das ligas 1 e 2, nota-se que a partição realizada a 375°C consegue obter os maiores valores de energia absorvida ao impacto nas duas ligas utilizadas nesse estudo, por outro lado, a partição a 450°C se mostrou a pior condição para a liga 2, obtendo-se valores muito semelhantes ao se temperar a 160°C ou a 30°C. O mesmo comportamento parece não ocorrer na liga 1, na qual foi possível obter 78,7 J de energia absorvida ao impacto após 5 minutos de partição a 450°C. A liga número 2 (%Si e %Mn mais elevados) foi a que apresentou o maior valor de energia absorvida ao impacto ao ser particionada a 375°C por 20 minutos. Esse comportamento pode ser explicado do ponto de vista de composição química, pois teores de silício mais elevados tendem a suprimir a formação de carbonetos que prejudicam a tenacidade do material e também em função do efeito estabilizador da austenita que pode ser obtido com adições de manganês mais elevadas.

3.2 Ensaios de Dureza (HRC)

Os gráficos apresentados na Figura 3 mostram a evolução dos valores de dureza ao longo dos tempos de partição comparando as duas ligas utilizadas no estudo.

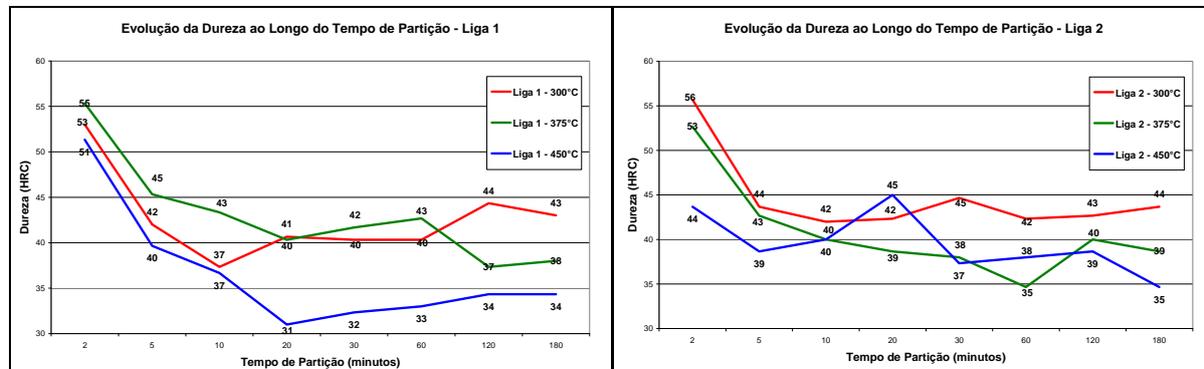


Figura 3: Evolução da dureza HRC em função das diferentes condições de TT para as ligas 1 e 2.

Analisando a Figura 3, percebe-se que os valores de dureza oscilaram entre 34 HRC a 56 HRC em função das diferentes condições de tratamentos térmicos empregados. Nesses gráficos é possível perceber que existe uma tendência de queda de dureza ao longo do tempo de partição. Esse comportamento pode ser compreendido em função ocorrência de partição do carbono da martensita que reduz a tetragonalidade dessa fase reduzindo sua dureza, outro fenômeno relacionado é a estabilização térmica da austenita que também contribui para o decréscimo de dureza. Aparentemente temperaturas de partição mais elevadas tendem a produzir materiais com menores durezas.

3.3 Caracterização Microestrutural

3.3.1 Microscopia eletrônica de varredura

A caracterização microestrutural através de microscopia eletrônica de varredura foi realizada utilizando-se da técnica de elétrons secundários e retro-espalhados. Algumas amostras utilizadas nos ensaios de impacto foram submetidas ao ensaio de microscopia eletrônica de varredura. A Figura 4 apresenta algumas imagens da liga 2, obtidas após diferentes tempos de partição a 375°C

A análise das microestruturas apresentadas na Figura 4 sugerem que há a presença de placas de austenita retida em meio às agulhas de martensita. Essas placas de austenita, tratam-se de regiões que não sofreram transformação durante a têmpera e que ficaram retidas em função do enriquecimento de carbono proveniente da martensita após os ciclos de partição térmica, permanecendo estáveis à temperatura ambiente. As demais áreas podem se tratar de martensita de baixa tetragonalidade (particionada), martensita fresca, proveniente de regiões de austenita pobre em carbono que se transformou em martensita durante o resfriamento após o ciclo de partição, ou ferrita bainítica formada pela decomposição da austenita durante os ciclos de partição. A austenita também pode estar disposta na forma de finas lâminas entre as agulhas de martensita, conforme evidenciando em um estudo realizado por Moor et al.⁽⁴⁾

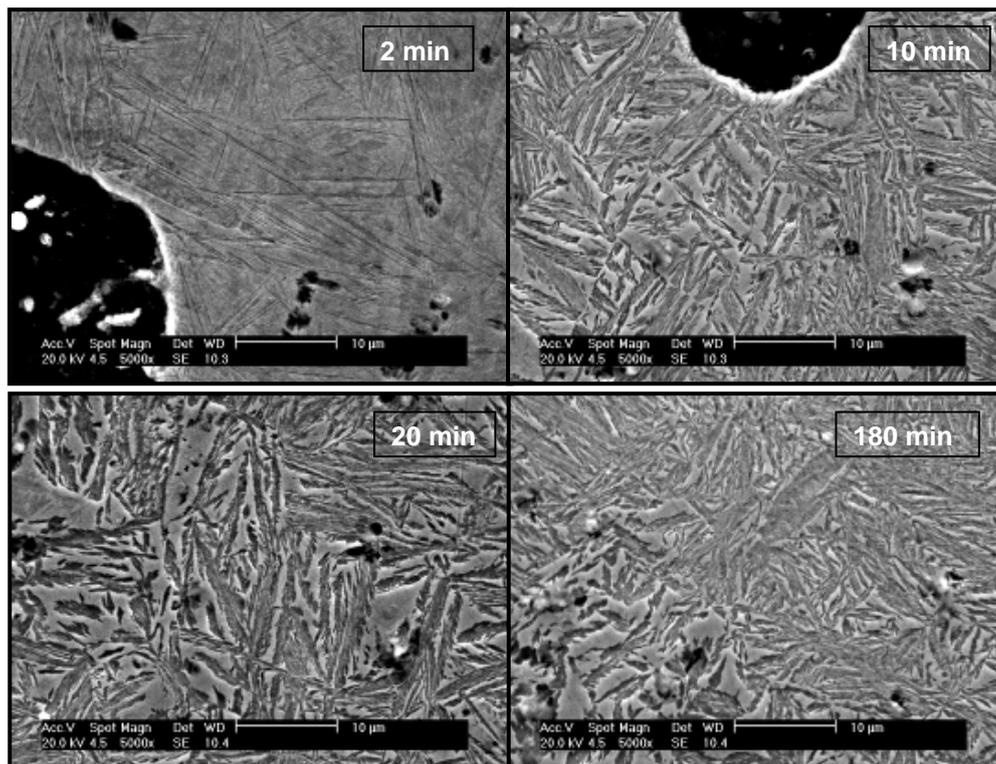


Figura 4: Liga 2, particionada a 375°C (Aumento 5000x, ataque nital 2%)

De um modo geral, as menores frações de austenita retida parecem ocorrer nos menores intervalos de tempo de partição (2 minutos) nas quais a microestrutura parece ser formada quase que exclusivamente por martensita. Esse comportamento pode ser explicado em virtude do curto intervalo de tempo de tratamento de partição que parece ser insuficiente para garantir o transporte de carbono necessário à estabilização da austenita. À medida que os tempos de partição avançam, parece haver incremento na fração volumétrica de austenita retida, com destaque para a amostra particionada por 20 minutos, na qual parece haver a maior fração volumétrica dessa fase em relação as demais condições ilustradas. Esse fator explica o maior valor de energia absorvida ao impacto obtido nessa amostra (92,2 J).

3.3.2 Microscopia óptica

A caracterização microestrutural através de microscopia óptica foi realizada utilizando-se de ataques químicos com metabisulfato de sódio ($\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$) a 10% em solução aquosa. Esse reagente revela a ferrita acicular em tons de azul ou cinza, a martensita é revelada em tons de amarelo ou marrom e a austenita permanece branca.⁽¹³⁾ No caso de amostras submetidas ao tratamento de têmpera e partição, a martensita de baixa tetragonalidade (que sofreu partição de carbono) será revelada em tons de cinza ou azul, a exemplo do que ocorre com a ferrita acicular.

Analisando a Figura 5 é possível perceber áreas de coloração amarelo queimado, áreas de coloração azul ou cinza claro e áreas totalmente brancas. As áreas reveladas em amarelo queimado são compostas por martensita, às áreas em tons de azul ou cinza são compostas de ferrita acicular (ou martensita particionada de baixo carbono) e por fim, as áreas brancas são compostas por austenita. É possível perceber que à medida que ocorre o aumento nos tempos de partição a coloração da microestrutura passa de predominantemente amarelo queimado para tons de azul ou cinza, sugerindo que o fenômeno de partição de carbono se acentua ao longo do tempo.

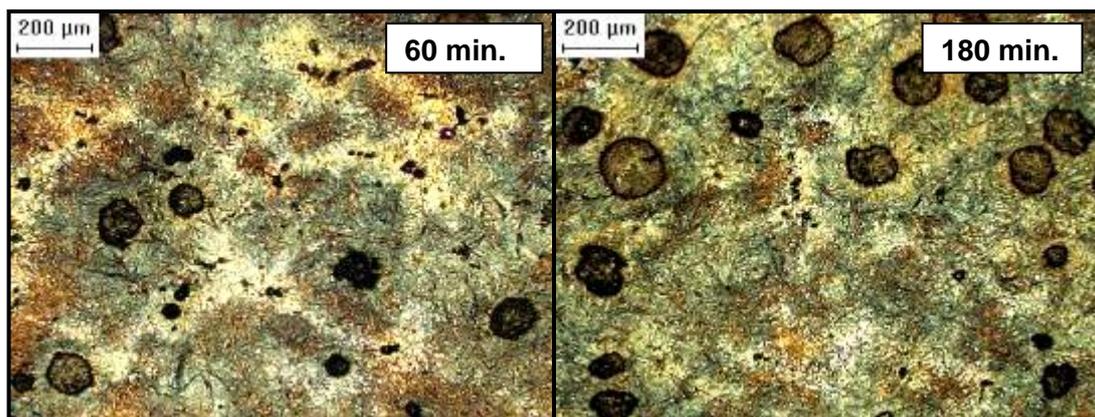


Figura 5: Liga 2, particionada a 300°C (Aumento 200x, ataque metabisulfito de sódio 10%).

Outra informação que pode ser obtida ao analisar as imagens de microscopia óptica é que aparentemente há uma maior concentração de austenita (áreas brancas) em regiões de contornos de células eutéticas. Esse comportamento pode ser explicado em função do perfil de segregação de elementos químicos característicos dos ferros fundidos nodulares. As regiões de contornos de células eutéticas normalmente são mais ricas em manganês comparativamente à regiões mais próximas dos nódulos de grafita. Ao utilizar aumento de 500X (Figura 5), fica nítida a presença de placas de austenita (branca) ao redor das agulhas de martensita (ou ferrita).

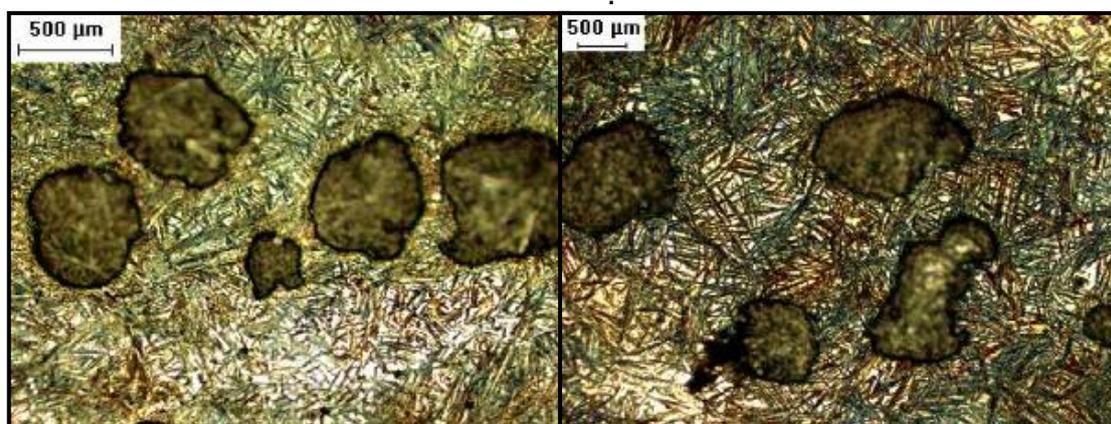


Figura 5: a) Liga 1 particionada a 300°C por 60 minutos b) liga 2 particionada a 375°C por 20 minutos

4 DISCUSSÃO

Analisando os dados obtidos nos ensaios de impacto, é possível perceber que os ciclos que utilizaram temperaturas de 375°C apresentaram os maiores valores de energia absorvida ao impacto em ambas as ligas. Na liga 2, particionada de 450°C os valores de energia absorvida mostraram-se muito parecidos seja a têmpera realizada a 160°C ou 30°C, denotando que pode ocorrer decréscimo nas propriedades de impacto ao utilizar temperaturas de partição mais elevadas. O mesmo comportamento não se observa para a liga 1, na qual foi possível obter bons valores de energia absorvida após 5 minutos de partição a 450°C. A cinética das transformações de fase parece ser bastante dependente da temperatura de partição, pois os picos de energia absorvida ocorrem em menores tempos de partição quando a temperatura aumenta. De um modo geral a liga 2 foi a que apresentou os maiores valores de energia absorvida ao impacto. Esse comportamento pode ser explicado



em função do teor de silício mais elevado, que pode atuar como supressor da formação de carbonetos prejudiciais à tenacidade do material, e também em função do teor de manganês mais elevado, que pode estar contribuindo para a estabilização de maiores frações volumétricas de austenita.

As durezas obtidas oscilaram entre 34 HRc e 56 HRc mostrando dependência em relação ao tempo e temperaturas de partição. A rigor a dureza cai conforme o tempo de partição avança e maiores temperaturas de partição tendem a produzir menores valores de dureza.

A análise microestrutural através de microscopia eletrônica de varredura sugere a presença placas de austenita em meio a agulhas de martensita na maioria das condições de tratamento térmico utilizadas no estudo. Além dessas placas, a austenita pode estar disposta na forma de finas lâminas entre as agulhas de martensita, conforme evidenciado em estudos conduzidos por Moor et al.⁽⁴⁾ É possível que além de martensita de baixo carbono (particionada) haja a presença de martensita de alto carbono, proveniente da decomposição de regiões austeníticas com pouco carbono durante o resfriamento após a partição, além de bainita ou ausferrita formada pela decomposição da austenita durante o ciclo de partição. Algumas amostras particionadas por 2 minutos, em especial nas temperaturas de partição mais baixas, apresentaram uma microestrutura composta exclusivamente de martensita. Esse comportamento pode ser decorrente do baixo tempo de partição que é insuficiente para promover o transporte de carbono necessário à estabilização a austenita.

A caracterização através de microscopia óptica também confirma a existência de partição de carbono a partir da martensita ao longo do tempo de partição. O ataque químico com metabisulfito de sódio a 10% também conseguiu identificar regiões compostas por austenita retida.

5 CONCLUSÃO

A caracterização das propriedades de impacto aponta que há grande potencial na utilização do tratamento térmico de têmpera e partição como forma de obter classes de ferros fundidos nodulares com tenacidade semelhante a classes comerciais de nodulares austemperados. Analisando a norma ASTM A897/1990,⁽¹⁴⁾ é possível perceber que os ferros fundidos nodulares submetidos ao tratamento de têmpera e partição se comparam aos nodulares austemperados das classe 2 e 3 em relação à energia absorvida ao impacto, porém com valores de dureza das classes 3, 4 e 5.

As etapas subseqüentes do presente trabalho serão a conclusão da caracterização mecânica através de ensaios de resistência a tração, bem como a determinação da fração volumétrica de austenita retida e o percentual de carbono dissolvido na austenita através de difração de raios-x.

Agradecimentos

Agradecimentos a Tupy S.A e a Universidade de São Paulo pelo apoio à realização desse trabalho.

REFERÊNCIAS

- 1 SPEER, J.G., RIZZO, F. C., MATLOCK, D. K., EDMONDS D. V. The “Quenching and Partitioning” process. Background and Recent Progress. 59th Annual Conference of ABM – International, São Paulo, Brazil, July 2004.



- 2 THOMAS, G. A., SPEER, J.G., MATLOCK, D. K. Considerations in the Application of the “Quenching and Partitioning” Concept to Hot-Rolled AHSS Production. Advanced Steel Processing and Products Research Center. Colorado School of Mines, Golden 80401, Colorado, USA.
- 3 CLARKE, A. J., SPEER J. G., MILLER, M. K., HACKENBERG, R. E., EDMONDS, D. V., MATLOCK D. K., RIZZO, F. C., CLARKE K.D., MOOR, E. Carbon partitioning to austenite from martensite or bainite during the quench and partition (Q&P) process: A critical assessment. *Acta Materialia*, 56, p.16–22, 2008
- 4 MOOR, E., LACROIX, S., CLARKE, A.J., PENNING, J., SPEER J.G. Effect of Retained Austenite Stabilized via Quench and Partitioning on the Strain Hardening of Martensitic Steels. *METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS*, v. 39A, p. 2586-2595, nov.2008
- 5 TRUDEL, A., GAGNÉ, M., Effect of Composition and Heat Treatment Parameters on the Characteristics of Austempered Ductile Irons. Pergamon, Canadá, 1997.
- 6 EDMONDS D. V., SPEER, J.G., Martensitic steels with carbide free microstructures containing retained austenite. *Materials Science and Technology*, v. 26, n° 4, p. 387 – 391, 2010.
- 7 ZHONG, N., WANG, X.D., WANG, L., RONG, Y.H. Enhancement of the mechanical properties of an Nb-microalloyed advanced high-strength steel treated by quenching–partitioning–tempering process. *Materials Science and Engineering*, v. 506, p. 111–116, 2009.
- 8 MATLOCK , D. K., SPEER. J. G. Processing Opportunities for New Advanced High-Strength Sheet Steels. *Materials and Manufacturing Processes*, v. 25, p. 7–13, 2010
- 9 LIU, C., ZHAO, Z., NORTHWOOD, D.O., LIU, Y., A new empirical formula for the calculation of MS temperatures in pure iron and super-low carbon alloy steels. *Journal of Materials Processing Technology*, v.113, p. 556-562, 2001
- 10 MOOR, E. D., SPEER, J.G., MATLOCK, D.K. Effect of Si, Al and Mo Alloying on Tensile Properties Obtained by Quenching and Partitioning. Advanced Steel Processing and Products Research Center, Colorado School of Mines.
- 11 SPEER, J. G., MATLOCK, D. K., DE COOMAN, B. C.; SCHROTH, J. G. Carbon partitioning into austenite after martensite transformation. *Acta Materialia*, v. 51 p. 2611–2622, 2003.
- 12 Associação Brasileira de Normas Técnicas. NBR 6157. Determinação da Resistência ao Impacto de Corpos-de-Provas entalhados simplesmente apoiados. Rio de Janeiro,1980.
- 13 ASM Metals Handbook - Metallography and Microstructures. v.9, p. 281, 2004.
- 14 GUESSER, W. L. Propriedades Mecânicas dos Ferros Fundidos, Blucher, SãoPaulo, 2009.