

AVALIAÇÃO MICROESTRUTURAL E MECÂNICA EM AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA SUBMETIDOS AO PROCESSO DE TÊMPERA E PARTIÇÃO¹

Ana Rosa Martins²
Fernando Rizzo³
John G. Speer⁴
Maurício Monteiro³

Resumo

Aços de alta resistência contendo frações significativas de austenita retida têm alcançado grande interesse comercial principalmente quando associados ao fenômeno TRIP durante o processo de conformação final. Recentemente, um novo conceito de tratamento térmico desenvolvido na CSM/USA, identificado por têmpera e partição, vem sendo estudado como excelente alternativa ao desenvolvimento de aços multifásicos com controle da fração volumétrica da austenita retida enriquecida pelo fenômeno de partição de C. A seqüência de processamento térmico envolve a têmpera numa faixa de temperatura entre M_s e M_f , seguido pelo tratamento de partição numa temperatura superior a temperatura de têmpera. Nesse processo o carbono proveniente da martensita supersaturada é utilizado para estabilizar a austenita não transformada, evitando transformações futuras que poderiam ocorrer em temperaturas mais baixas. A fim de suprimir reações competitivas, principalmente a precipitação de carbeto, foram desenvolvidos quatro aços, contendo diferentes percentuais de C e Ni e com a presença dos elementos Si, Mn, Mo e Cr. As amostras foram tratadas termicamente em diferentes condições com o intuito de verificar a influência dos parâmetros na microestrutura gerada e nas propriedades mecânicas. A avaliação microestrutural foi realizada utilizando recursos de microscopia ótica, eletrônica de varredura e de transmissão e ainda empregando a técnica de difração de raios-X para quantificar a fração de austenita e seu enriquecimento. Os resultados de tração indicaram uma vasta combinação de resistência e ductilidade, confirmando a influência da microestrutura nas propriedades mecânicas.

Palavras-chave: Aços; Partição de carbono; Austenita retida; Martensita.

MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF STRENGTH STEELS SUBJECTED TO QUENCHING AND PARTITIONING

Abstract

High strength steels containing significant fractions of retained austenite have been developed in recent years, and are the subject of growing commercial interest when associated with the TRIP phenomenon during deformation. Thus a new process concept "Quenching and Partitioning" (Q&P) has been proposed to create new steel microstructures with controlled amounts of carbon-enriched austenite. The heat treatment sequence involves quenching to a temperature between the martensite-start (M_s) and martensite-finish (M_f) temperatures, followed by a partitioning treatment above or at the initial quench temperature, designed to enrich the remaining untransformed austenite with the carbon escaping from the supersaturated martensite phase, thereby stabilizing the retained austenite phase during the subsequent quench to room temperature. To enable the austenite enrichment, competing reactions, principally carbide precipitation, must be suppressed by appropriate alloying elements, such as Si. In this work, a group of alloys was investigated, containing additions of Si, Mn, Ni, Cr and Mo. Several heat-treatments were performed using the Q&P concept to evaluate its effect on the resulting microstructure and mechanical properties. Tensile test results showed a large variety of strength and ductility combinations, confirming the influence of the final microstructure on the mechanical properties. Microstructural characterization was performed using optical and electron microscopy, while X-ray diffraction was used to determine both the fraction and the carbon content of the retained austenite

Key-words: Steel; Carbon partitioning; Retained austenite; Martensite.

¹ Contribuição técnica ao 62º Congresso Anual da ABM – Internacional, 23 a 27 de julho de 2007, Vitória – ES, Brasil.

² Eng. Metalúrgica, D.Sc., Membro da ABM, Engenheira de Pesquisa do Instituto Tecnológico da Pontifícia Universidade Católica -ITUC/PUC-Rio.

³ Eng. Metalúrgico, Ph.D, Membro da ABM, Prof. Titular do Departamento de Ciência dos Materiais e Metalúrgica da PUC-Rio.

⁴ Eng. Ph.D. Prof. do Advanced Steel Processing and Products Research Center, Colorado School of Mines; Golden, CO 80401, USA.

⁵ Eng. Mecânico, D.Sc., Membro da ABM, Engenheiro de Pesquisa do Departamento de Ciência dos Materiais e Metalúrgica da PUC-Rio.

INTRODUÇÃO

Aços multifásicos de alta resistência, com teores significativos de austenita retida, têm sido objeto de pesquisa nos últimos anos e começam a despertar grande interesse comercial. O enriquecimento da austenita retida é considerado benéfico, devido ao fenômeno conhecido como TRIP (aços com plasticidade induzida por transformação). Os aços TRIP oferecem um compromisso atraente entre resistência e ductilidade devido à sua microestrutura complexa gerada ao final de um esquema de tratamentos térmicos específicos.^[1] A exploração do efeito TRIP resulta da transformação martensítica induzida por deformação a partir da austenita metaestável. Essa transformação constitui um mecanismo de endurecimento por deformação que evita a ocorrência de deformações localizadas, aumentando assim o alongamento uniforme e a taxa de encruamento. Um outro efeito extremamente benéfico é a maior absorção de energia durante o impacto, fato esse muito importante para atendimento aos requisitos de segurança impostos pela indústria automobilística.^[1,2]

Nos últimos anos várias rotas de processamento para a obtenção do efeito de plasticidade induzida por deformação vêm sendo estudadas. Dentro dessa linha uma nova proposta vem sendo desenvolvida pela equipe do *Advanced Steel Processing and Products Research Center* da *Colorado School of Mines/USA*. O processo conhecido como têmpera e partição, vem sendo estudado como excelente alternativa ao desenvolvimento de aços multifásicos com controle da fração volumétrica de austenita retida enriquecida pelo fenômeno de partição de carbono e dessa forma estável à temperatura ambiente. No processo de têmpera e partição, esquematizado na Figura 1, a austenita é parcialmente transformada em martensita durante o tratamento de têmpera, a uma temperatura abaixo de M_s , seguido por um tratamento de partição que poderá ocorrer na temperatura de têmpera ou numa temperatura mais alta. Uma descrição detalhada do processo, e alguns resultados preliminares, têm sido relatados na literatura,^[2-6] indicando um potencial para uma melhora considerável nas propriedades mecânicas, desses aços, através de um controle na microestrutura, o qual pode ser obtido através de uma otimização de composição química e das condições de processamento térmico. Durante o tratamento de partição, a supersaturação de carbono na martensita temperada é utilizada para estabilizar a austenita não transformada. Tal processo ocorre pela migração de carbono da martensita supersaturada para a austenita retida. A difusão de carbono é possível uma vez que a precipitação de carbeto foi suprimida pela adição de elementos de liga como Si e/ou Al. Devido à restrição na movimentação da interface ferrita/austenita, a difusão mesmo que em curta escala de elementos substitucionais não ocorre, não sendo possível para a ferrita e a austenita atingir uma condição de paraequilíbrio. Dessa forma o equilíbrio metaestável entre α/γ , onde apenas a difusão do carbono ocorre, tem sido denominado “Equilíbrio Constrito de Carbono” (CCE).^[5,7-9]

A fração de austenita retida após a primeira têmpera, vai ser função da temperatura de têmpera (QT), que por sua vez vai determinar o potencial de enriquecimento de carbono na austenita durante a etapa de partição. A temperatura de têmpera, identificada por QT na Figura 1, controla a fração de martensita transformada, conforme descrito na relação de Koistinen-Marburger.^[10,11] A temperatura M_s , para cada uma das ligas estudadas, pode ser calculada utilizando as equações empíricas existentes na literatura.^[12] Considerando que o enriquecimento de carbono é o responsável pela estabilidade da austenita durante o resfriamento final, uma escolha

apropriada da temperatura QT se mostra essencial na obtenção da microestrutura final desejada. Com esse intuito, foi desenvolvida uma metodologia para determinar a temperatura de têmpera, considerando que todo o carbono presente na martensita se difunde para a austenita durante o tratamento de partição.^[1-5] A Figura 2 ilustra a fração de austenita final vs. temperatura de têmpera antes da etapa de partição. Os resultados apresentados indicam a existência de uma temperatura “ótima” que fornece um valor máximo de austenita retida. Ainda de acordo com o apresentado na Figura 2, a microestrutura final é composta por austenita, martensita (formada após a têmpera inicial) e uma possível fração adicional de martensita, que pode ser formar devido à transformação de uma austenita não estabilizada, em martensita rica em carbono, após o tratamento de partição. As curvas tracejadas indicam os componentes microestruturais envolvidos no processo, e ajuda a esclarecer a relação entre a fração de austenita retida final e a temperatura de têmpera.

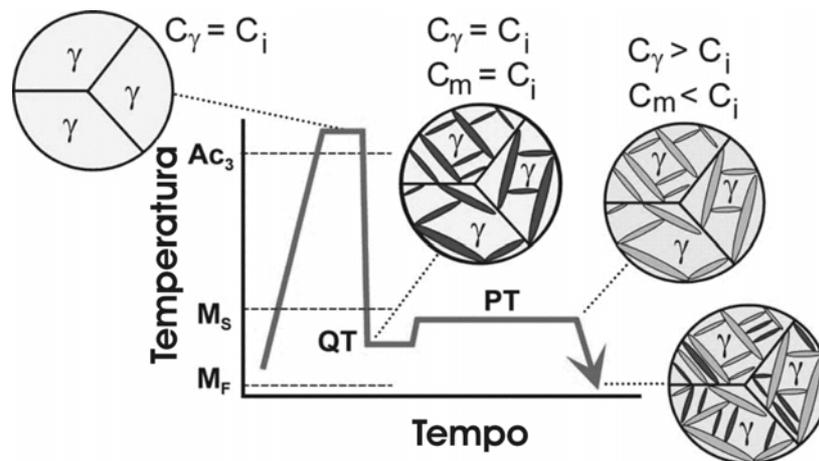


Figura 1. Diagrama esquemático do processo de têmpera e partição, gerando uma microestrutura multifásica composta por ferrita/martensita/austenita. C_i , C_γ e C_m representam o carbono presente na liga inicial, na austenita e na martensita, respectivamente. QT e PT representam a temperatura de têmpera e de partição, respectivamente. Tratamento de austenitização intercrítica, também se apresenta como uma possibilidade produzindo uma microestrutura inicial contendo ferrita e austenita enriquecida de carbono.^[1]

Vale a pena ressaltar que temperaturas superiores à temperatura considerada “ótima”, a austenita retida apresenta baixa estabilidade e acaba por se transformar em martensita durante o resfriamento final, reduzindo assim a fração final de austenita estável à temperatura ambiente. Esse ponto ótimo se refere a uma determinada temperatura de têmpera na qual a quantidade de austenita retida é tal que, após o tratamento de partição, o enriquecimento de carbono vai promover uma diminuição da temperatura M_s para o valor da temperatura ambiente, evitando assim a formação de nova martensita durante a etapa de resfriamento final. No exemplo apresentado na Figura 2, foi considerado um aquecimento uma temperatura intercrítica de modo a se obter 50% de ferrita intercrítica na microestrutura inicial, anteriormente à etapa de têmpera e partição. No presente trabalho, o processo de Q&P foi aplicado numa série de aços contendo Mn-Si-Ni-Cr-Mo. A adição desses elementos de liga teve por finalidade promover uma redução na temperatura de início da formação da bainita, B_s , de forma que a partição na faixa de temperatura entre 350–450°C fosse estudada sem a ocorrência de reações competitivas como a bainítica.^[13]

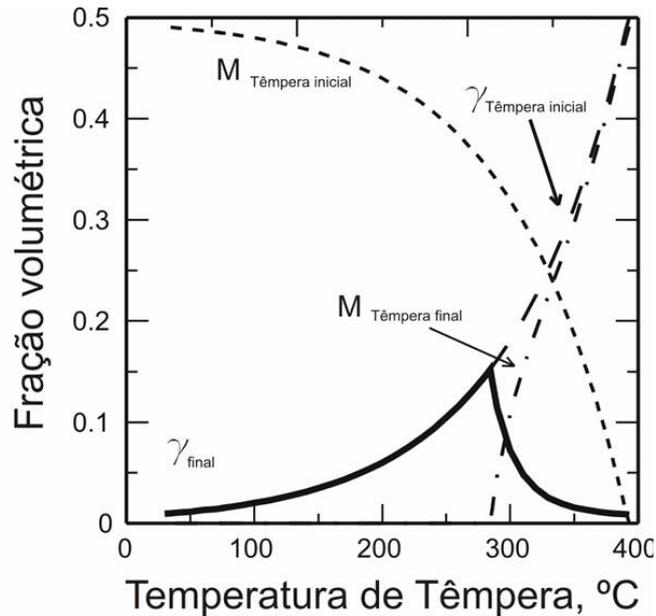


Figura 2. Microestrutura esperada após um tratamento de têmpera e partição numa liga contendo 50% de ferrita intercrítica vs. temperatura de têmpera, assumindo partição completa antes do resfriamento final. A fração de austenita final na temperatura ambiente é dada pela linha cheia em negrito. As linhas tracejadas representam a austenita e a martensita presentes na têmpera inicial, e uma martensita adicional que pode se formar durante a têmpera final até a temperatura ambiente. Nesse exemplo, $M_{\text{têmpera inicial}} + M_{\text{têmpera final}} + \gamma_{\text{final}} = 0,5$ e a fração de ferrita intercrítica é 0,5.

2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Os materiais selecionados para esse trabalho, foram três ligas projetadas e desenvolvidas na Universidade de Gent na Bélgica. O objetivo central da definição da composição era inibir a formação da bainita durante o tratamento de partição, suprimindo dessa forma as reações competitivas que possam ocorrer levando a um consumo de carbono. A base para o desenvolvimento dos materiais estudados se deu a partir da liga 0,40%C- 1,39%Mn- 1,37%Si- 1,34%Ni- 0,76%Cr- 0,52%Mo, para qual os valores de $M_s^{[12]}$ e $B_s^{[14]}$ estimados são 290°C e 450°C, respectivamente. Com base nesses valores, e com o objetivo de evitar a precipitação de carbeto durante o processo de partição, optou-se por aumentar o teor de Mn, e dessa forma diminuir a temperatura B_s . A adição de Si nessas ligas teve como objetivo prevenir a formação de carbeto. Para garantir que o valor de B_s fosse inferior à faixa de temperatura de partição desejada (350-450°C), procedeu-se à fabricação de ligas com alto teor de Ni (~5%) e dois diferentes percentuais de carbono. A composição química das ligas está apresentada na Tabela 1, assim como os valores de M_s e B_s , calculados de acordo com as expressões existentes na literatura.^[12,14]

Tabela 1. Composição química, temperaturas M_s e B_s para os aços estudados.

Liga	%C	%Si	%Mn	%Ni	%Cr	%Mo	M_s (°C)	B_s (°C)
Q1 (H _C L _{Ni})	0,37	2,45	2,27	1,47	0,80	0,58	273	367
Q3 (H _C H _{Ni})	0,39	2,64	2,39	4,83	0,78	0,5	202	235
Q4 (L _C H _{Ni})	0,28	3,0	2,37	5,3	0,71	0,6	242	245

A partir da metodologia descrita e exemplificada na Figura 2 foram elaboradas curvas predizendo a fração de austenita retida, para cada uma das ligas estudadas. Esses resultados estão apresentados na Figura 3.

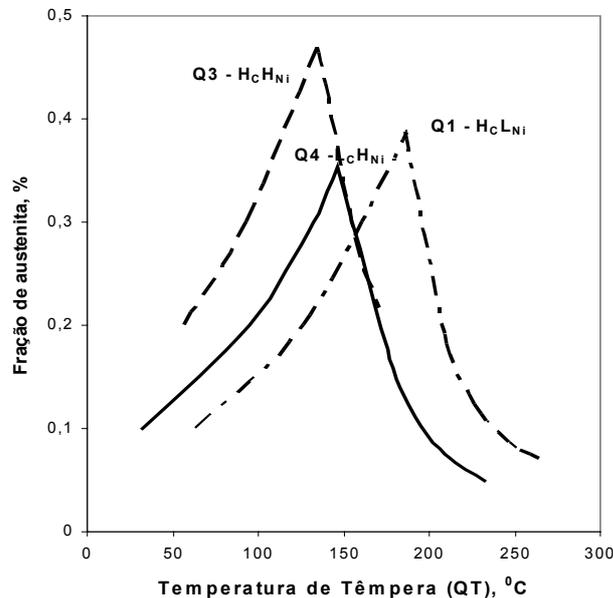


Figura 3. Fração esperada de austenita retida em função da temperatura de têmpera para os três aços estudados.

Amostras e corpos de prova de tração, com dimensões reduzidas, foram então austenitizados a 890°C num forno de banho de sal, para altas temperaturas, por um período de 300 segundos e então temperadas num banho metálico de Sn-Bi, por 10 segundos. A temperatura de têmpera, para cada uma das ligas estudadas, foi determinada a partir das informações fornecidas na Figura 3, e identificada por temperatura “ótima”. Uma vez que o valor de M_S foi determinado através de expressões existentes na literatura, optou-se por trabalhar com uma faixa de valores de temperatura de têmpera situados em torno de $\pm 20^\circ\text{C}$ da temperatura identificada por “ótima”. Após a têmpera, as amostras foram reaquecidas num forno de banho de sal para a realização do tratamento de partição. As temperaturas de partição escolhidas foram 350, 400 e 450°C, com tempos de 10, 30, 100 e 1000s em cada uma das temperaturas. Após o tratamento térmico as amostras foram preparadas metalograficamente e analisadas por microscopia ótica, eletrônica de varredura e de transmissão.

A fração de austenita retida foi avaliada usando um Difractômetro Bruker D-5000 operado a 40kW, 35 mA e utilizando um monocromador de grafite. As amostras foram varridas de forma contínua na faixa de 40° a 105°, com um passo de 0,02°. As intensidades dos picos {111}, {200}, {220} e {311} da austenita, assim como os {110}, {200}, {211} e {220} da ferrita foram analisados usando um programa de ajustes. A metodologia proposta por Rietveld foi utilizada para proceder à quantificação da fração volumétrica das fases presentes. Os ensaios de tração foram realizados em corpos de prova de tamanho reduzido de acordo com a especificação ASTM E-8. Os ensaios foram realizados numa máquina INSTRON 5500R com um deslocamento de 0,1 in/min.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A partir dos resultados mecânicos e microestruturais foi possível separar as ligas estudadas em dois grupos com características microestruturais e mecânicas bastante distintas entre si, Figura 4. O primeiro grupo, cujos resultados serão analisados e comparados, é composta pelas liga Q1 e Q4. Os aspectos microestruturais e mecânicos desse grupo serão então confrontados com os resultados apresentados pela liga Q3.

As ligas identificadas por Q1 e Q4 apresentaram, para todas as condições estudadas, elevados valores de tensão de escoamento e de ruptura bastante elevados e uma ductilidade, verificada através da medida de alongamento na fratura, reduzida, para a grande maioria dos casos. Deve-se destacar que, provavelmente, os valores de alongamento na fratura obtidos nos ensaios são inferiores aos valores reais, uma vez que os corpos de prova apresentavam uma curvatura de cerca de 10° causada pela etapa de laminação e que, por problemas operacionais, não foi eliminada na etapa seguinte. Essa curvatura limitou a interpretação dos resultados relativos à deformação.

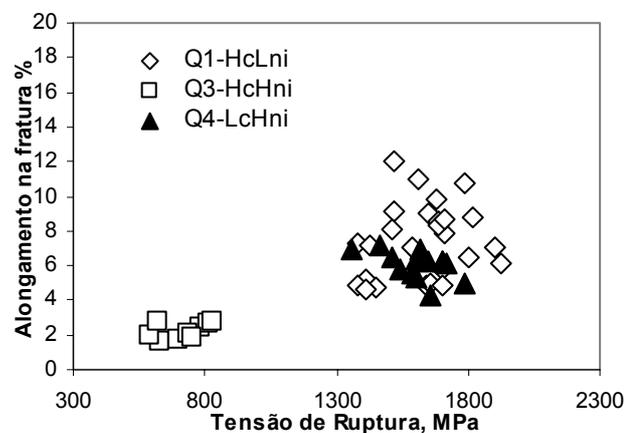


Figura 4. Valores de alongamento da fratura em função da tensão de ruptura para amostras da Liga Q1, Q3 e Q4 em diferentes condições de têmpera e partição.

Embora a composição química das ligas Q1 (0,37%C e 1,4% Ni) e Q4 (0,28%C e 5,0%Ni) apresentem valores bem diferentes de C e Ni, a microestrutura observada ao final do tratamento de têmpera e partição se mostrou bastante semelhante com relação às fases, e a morfologia na qual essas se apresentam. Aplicando uma proposta para o cálculo do carbono equivalente^[16] foram obtidos os valores de 0,67%C e 0,64%C, para as ligas Q1 e Q4, respectivamente. Para esses valores de carbono equivalente, e considerando as temperaturas de têmpera empregadas, a literatura relata que a martensita que vai se formar durante o resfriamento terá preferencialmente, morfologia na forma de ripas, enquanto a austenita não transformada ficará aprisionada na forma de filmes finos entre as ripas de martensita.^[17]

A caracterização microestrutural indicou a presença, de uma mistura de martensita, austenita e em algumas amostras foi possível observar regiões apresentando ferrita, Figuras 5 e 6. As amostras analisadas por microscopia de transmissão deixaram evidente a presença de martensita apresentando maclas, Figura 5(b). A presença desse constituinte está geralmente associada com uma martensita de alto carbono, sugerindo assim que austenita sofreu um enriquecimento de carbono durante a etapa de partição, mas não suficiente para estabilizar completamente, levando assim à formação de martensita durante o resfriamento final.

Conforme quantificado pela análise de difração de raios-x, as microestruturas de ambas as ligas apresentaram uma grande faixa de percentuais de austenita. A observação realizada na microscopia de transmissão mostrou, para todas as amostras analisadas, a presença de austenita na forma de filmes, Figura 6. Foi também observada a precipitação de carbeto de transição do tipo epsilon na martensita e na ferrita. Estudos mostram que esses carbeto estão associados com as primeiras etapas do revenido em aços contendo C e Ni.^[17] Já para a austenita, mesmo apresentando alta concentração de carbono, após a partição, não foi observada a precipitação de carbeto.

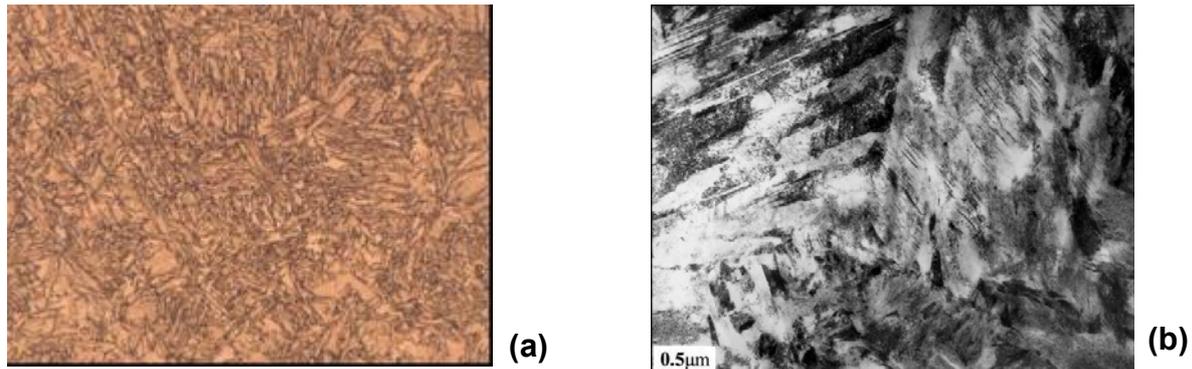


Figura 5 Microestrutura característica de uma amostra da liga Q1 (a) Microscopia ótica- aumento 500X (b) microscopia eletrônica de transmissão, ilustrando a existência de maclas.

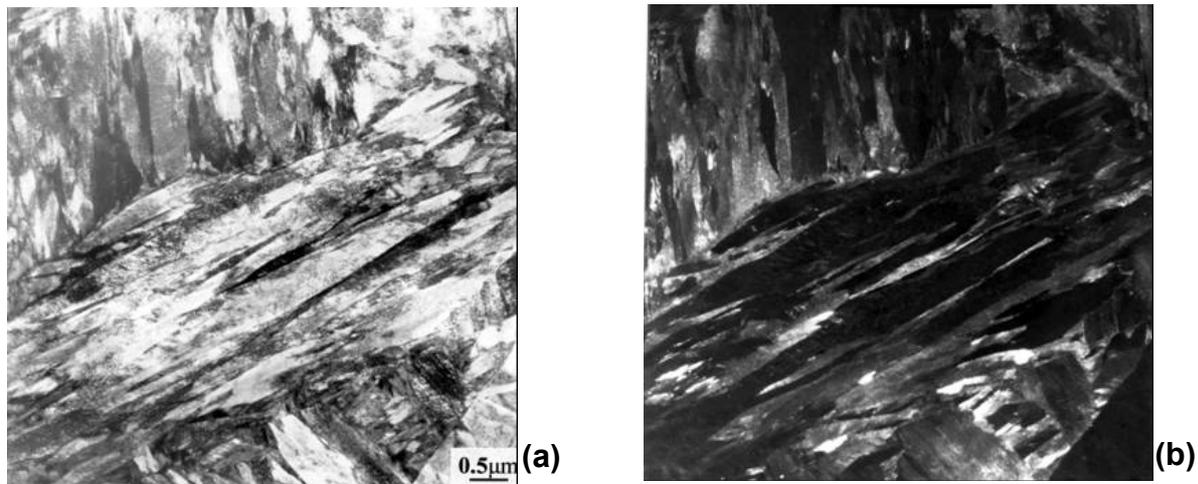


Figura 6 Amostra Q4. Micrografia observado no microscópio eletrônico de transmissão (a) imagem em campo claro indicando a presença de ferrita e (b) imagem em campo escuro destacando a austenita.

Embora o desenvolvimento da composição química dessas ligas tenha tido como um dos objetivos evitar a precipitação de carbeto, a presença dessa fase foi evidenciada na microscopia de transmissão, mas não na difração de raios-X, onde os picos detectados fazem referência apenas a ferrita/martensita e a austenita. Dessa forma podemos considerar que a fração volumétrica de carbeto é no mínimo inferior ao limite de detecção da técnica de DR-X que é de aproximadamente 2% em volume.

O comportamento em tração dessas duas ligas foi bastante semelhante com relação à variação de alguns parâmetros de tratamento térmico. Tanto para as ligas Q1 e Q4 os valores de tensão de escoamento e de ruptura apresentaram uma

pequena redução com o aumento do tempo de partição, considerando a análise para cada grupo de temperatura de partição empregado. Esse comportamento, provavelmente, está relacionado com o fenômeno de recuperação da subestrutura de discordâncias durante a etapa de partição, o qual se torna mais acentuado para tempos mais longos, promovendo dessa forma uma redução da tensão de alongamento e de ruptura. No entanto, uma vez que no processo ocorreram variações simultâneas de vários constituintes microestruturais, os efeitos específicos de cada um deles sobre as propriedades mecânicas não puderam ser analisados de modo separado e criteriosamente.

LIGA Q3

Para todas as amostras da liga Q3, submetidas a diferentes condições de têmpera e partição, apresentaram uma microestrutura composta por martensita na forma de placas, Figura 7. A mudana na morfologia da martensita de ripas, conforme observado para as demais ligas, para a morfologia de placas está relacionada com fatores tais como: diminuia da temperatura de transformaa, aumento da concentraa de carbono e de outros elementos substitucionais (principalmente Ni) e ainda funa da resistência e capacidade de acomodaa da matriz austenítica. Para a composia química apresentada pela liga Q3, o teor de carbono equivalente calculado, é cerca de 0,77%^[16] favorecendo assim a formaa de martensita na forma de placas, para as temperaturas de têmpera aqui empregadas. Associada   formaa de martensita na forma de placas, está a presena de austenita que fica aprisionada entre as placas de martensita e possuem dessa forma uma morfologia similar a placas.^[17]

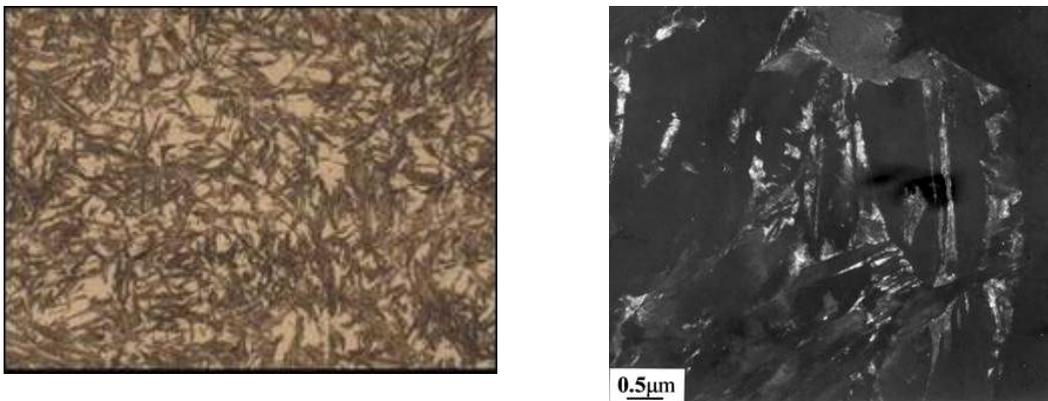


Figura 7 Microestrutura característica de uma amostra da liga Q3 (a) Microscopia ótica, aumento 500X (b) microscopia eletrônica de transmissão, as fases claras ilustram a presena da austenita.

Os baixos valores de alongamento na fratura obtidos, para todas condies de têmpera e partição muito provavelmente estão relacionados com a morfologia na qual a martensita e a austenita se apresentam. Estudos descrevem a instabilidade mecânica da austenita, durante a aplicaa de esforos, quanto esta se apresenta na forma de placas de grandes dimensões.^[18,19] Os trabalhos mostram que sob a influência de tensões de baixa magnitude a austenita tende a se transformar em martensita. No caso das amostras submetidas ao tratamento de têmpera e partição, a martensita que vai se formar com a aplicaa de esforos mecânicos, terá alto carbono, não revenida, possuindo dessa forma um efeito fragilizante no material.

Esse fenômeno pode esclarecer a baixa ductilidade apresentada pelos corpos de prova da liga Q3.

Por sua vez a austenita, quando presente na microestrutura na forma de filme, dispersa na matriz martensítica, conforme observado nas ligas Q1 e Q4, possui um comportamento muito mais estável, tanto em função da sua alta concentração de carbono, mas muito fortemente devido à restrição à transformação causada pela matriz.^[18,20] A literatura apresenta estudos que descrevem uma situação limite para a relação entre a fração de austenita na forma de filmes e na forma de placas, sugerindo que altos valores de resistência e de tenacidade podem ser alcançados se a fração de austenita na forma de placas for inferior a 10% da fração de austenita presente na forma de filmes. A presença na microestrutura de quantidades de austenita na forma de placas superiores a esse limite promove o aparecimento de mecanismos fragilizantes que acabam por comprometer a resistência e a ductilidade do material.^[18,20]

Comparação com outros Aços de Alta Resistência

Os resultados apresentados na Figura 4 confirmam o potencial do processo de têmpera e partição para a obtenção de uma combinação bastante desejável de propriedades mecânicas, dentro do mesmo grupo de amostras. Ao que tudo indica, a aplicação de tratamento intercrítico poderia promover um aumento da ductilidade e uma redução nos níveis de resistência mecânica devido à presença de uma quantidade significativa de ferrita intercrítica na microestrutura. Essa combinação de propriedades pode ser interessante uma vez que os níveis de resistência apresentados pelas ligas Q1 e Q4 são bastante elevados e uma redução de, por exemplo, 20% no valor de resistência, com ganho de ductilidade, pode ser benéfico para a aplicação em questão.

A Figura 8 ilustra o alongamento fratura em função da tensão limite de resistência para as amostras estudadas nesse trabalho e ainda, para efeito comparativo, as propriedades mecânicas apresentadas por aços TRIP, aços “Dual-Phase” (DP), aços martensíticos (M). As informações relativas a esses últimos materiais foram obtidas a partir das informações publicadas pela ULSAB (Ultra-Light Steel Auto-Body Program)^[21] e Ispat-Inland.^[22] Os valores de alongamento apresentados fazem referência ao alongamento na fratura uma vez que essa era a referência disponível para comparação.

Os resultados indicam que o processo de têmpera e partição, quando aplicados nas ligas aqui estudadas, levaram a uma extensão considerável da faixa de resistência dos aços TRIP. Com relação à ductilidade, os resultados indicam uma perda considerável no alongamento na fratura quando comparado com os valores apresentados pelos aços TRIP. Duas considerações devem ser feitas com relação a essa observação. Primeiramente, conforme já discutido anteriormente, os corpos de prova apresentavam uma falta de planicidade que compromete parcialmente os resultados do alongamento na fratura. O outro ponto diz respeito as microestruturas. Tanto os aços TRIP, quanto os Dual-Phase, cujas propriedades estão apresentadas na Figura 8, continham frações consideráveis de ferrita intercrítica na microestrutura explicando assim o alto alongamento observado.

Muito recentemente, aços extremamente resistentes (1.59Si-1.94Mn-1.33Cr-0,3Mo-0,3Ni) apresentando uma microestrutura bainítica têm sido desenvolvidos por Bhadeshia, Caballero e colaboradores^[23] através do tratamento isotérmico na faixa de temperatura entre 125 a 325°C por tempos da ordem de dias. A microestrutura

desse material consiste de ripas de ferrita com dimensões entre 20 e 40nm, e filmes de austenita ainda mais finos localizados entre as ripas de ferrita. A fração de austenita é de cerca de 11%. Valores de resistência em torno de 2400MPa, e um alongamento na fratura na fratura de cerca de 14%, tem sido relatados para essa microestrutura para tratamento de austêmpera por 14 dias. Embora o nível de resistência desse material seja superior ao obtido pelo tratamento de têmpera e partição quando aplicado nas liga Q1 e Q4, o tempo necessário para a produção dessa microestrutura é muito longo, podendo, do ponto de vista de processamento industrial, tornar o processo de têmpera e partição atraente à medida que uma otimização das propriedades seja realizada.

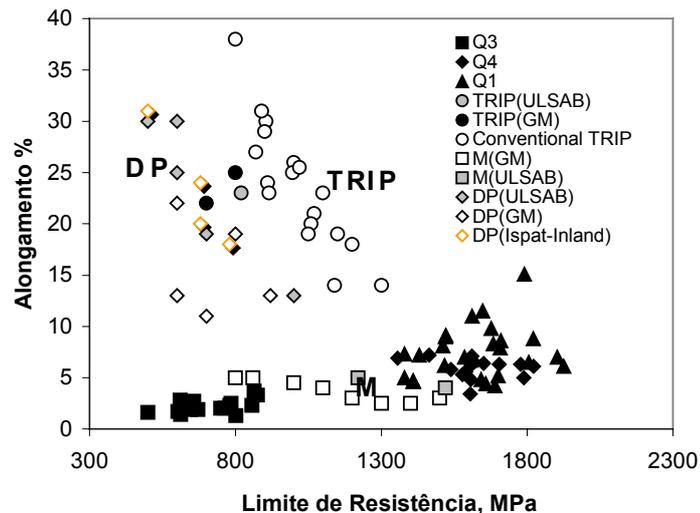


Figura 8. Valores de resistência e alongamento na fratura total obtido para os corpos de prova submetidos ao processo de têmpera e partição, quando comparados com diferentes grupos de aço (TRIP, Dual-Phase e Martensítico).

Agradecimentos

Os autores agradecem ao suporte financeiro proveniente do CNPq (Processo # 69.0053/03-7) e as contribuições internacionais do NSF Grant # 0303510 (USA), EPSRC Grant ref: GR/S86501 (UK).

REFERÊNCIAS

- 1 J.G. Speer, D.K. Matlock, B.C. De Cooman and J.G. Schroth: Acta Mater. Vol. 51 (2003), pp. 2611-2622.
- 2 J.G. Speer, A.M. Streicher, D.K. Matlock, F.C. Rizzo and G. Krauss: Austenite Formation and Decomposition Eds: E.B. Damm and M. Merwin (TMS/ISS, Warrendale, PA, USA 2003), pp. 505-522.
- 3 D.K. Matlock, V.E. Brautigam and J.G. Speer: Proc. THERMEC 2003 (Trans Tech Publications, Uetikon-Zurich, Switzerland 2003), pp. 1089-1094.
- 4 A.M. Streicher, J.G. Speer, D.K. Matlock and B.C. De Cooman: Advanced High-Strength Sheet Steels for Automotive Applications, International Conference Proceedings, Ed: J.G. Speer (AIST, Warrendale, PA, USA 2004), pp. 51-62.
- 5 J.G. Speer, D.V. Edmonds, F.C. Rizzo and D.K. Matlock: Current Opinion in Solid-State and Materials Science Vol. 8 (2004), pp. 219-237.

- 6 J.G. Speer, F.C. Rizzo, D.K. Matlock and D.V. Edmonds: *Materials Research*, Vol. 8, No. 4 (2005) pp. 417-423 .
- 7 M. Hillert and J. Agren: *Scripta Mater.* Vol. 50 (2004), pp. 697-699.
- 8 J.G. Speer, D.K. Matlock, B.C. De Cooman and J.G. Schroth: *Scripta Mater.* Vol. 52 (2005), pp. 83-85.
- 9 M. Hillert and J. Agren: *Scripta Mater.* Vol. 52 (2005), pp. 87-88.
- 10 P.P. Koistinen and R.E. Marburger: *Acta Metallurgica* vol. 7 (1959), pp. 59-60.
- 11 G. Krauss: *Steels: Heat Treatment and Processing Principles* (ASM International, Metals Park, OH, USA 1990).
- 12 K.W. Andrews: *JISI*, 203(7), (1965) pp. 721-727.
- 13 W.W. Cias: *Phase Transformation Kinetics and Hardenability of Medium-Carbon Alloy Steels*, Climax Moly Co., American Metal Climax, Greenwich, CT, USA.
- 14 M. Atkins, *Atlas of Continuous Cooling Transformation Diagrams for Engineering Steels*, American Society for Metals and British Steel Corporation, Metals Park, OH, USA (1980).
- 15 F.C. Rizzo, D.V. Edmonds, K. He, J. Speer and D.K. Matlock: *Solid-Solid Phase Transformations in Inorganic Materials*, Ed: J. Howe (TMS, Warrendale, PA, USA 2005).
- 16 Matlock, D., Krauss,G., Speer, J.G., "Microstructure and Properties of direct Cooled Microalloy Forging Steels". *Journal of Materials Processing and Technology*, 117, 2001. pp.324-328.
- 17 Sarikaya, M. Jhingan, A.K., Thomas,G. *Met. Trans.A*, 14 (1983)p.1121.
- 18 Cabellero,F.G., Bhadeshia, H.K.D.H., Mawella, K.J.A. Jones D.G. e Brown, P. *Materials Science and Technology*, 17 (2001), 512-516.
- 19 Takahashi M., Bhadeshia, H.K.D.H., *Materials Transactions,JIM*, Vol.32, No. 8 (1991),pp.689-696.
- 20 Bhadeshia, H.K.D.H., Edmonds, D.V., *Metal Science*, Vol 17, 1983.pp.420-425.
- 21 American Iron and Steel Institute,
http://www.steel.org/autosteel/ulsab_avc/ttd6_appx2.main.html, February 24, 1004.
- 22 Ispat-Inland Steel Company, *Automotive Applications*, <http://www.ispat.com>, March 8, 2004.
- 23 [23] Caballero, F.G., Bhadeshia, H.K.D.H., *Current Pinion in Solid State and Mateials Science*, 8 (2004), 251-257.