

ESTUDO DO PROCESSO DE TÊMPERA E PARTIÇÃO EM AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA

Ana Rosa Martins¹
Fernando Rizzo²
John G. Speer³
Davis Matlock³
Bruno De Cooman⁴

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 fim de estudar o fenômeno de partição de carbono foram desenvolvidos 4 aços com diferentes percentuais de C, Si, Ni, Mn e Cr. A adição desses elementos tem por finalidade suprimir a formação da bainita e com isso promover um enriquecimento de carbono na austenita retida. A fim de proceder ao levantamento das propriedades em tração foram tratados termicamente e ensaiados corpos de prova em diferentes condições. Uma detalhada caracterização microestrutural está sendo realizada utilizando microscopia ótica e eletrônica e ainda técnicas de difração de raios-X para quantificar a fração volumétrica das fases presentes. Os resultados obtidos indicaram que o fenômeno de partição de carbono entre a martensita e austenita, levou a um enriquecimento dessa última e conseqüentemente um aumento da sua estabilidade a temperatura ambiente. No entanto, a dependência observada entre o fenômeno de partição do C e os parâmetros tempo/temperatura de tratamentos térmicos precisa ser melhor investigado. Os resultado dos ensaios de tração indicaram que os materiais estudados podem ser considerados aços de alta resistência com valores de tensão similares aos encontrados nos aços TRIP.

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

¹ 60º Congresso Anual-Rio de Janeiro, julho de 2005

² Engenheira Metalúrgica, M.Sc., Membro da ABM, Engenheira de Pesquisa do Núcleo de Análise de Materiais e Produtos do Instituto Tecnológico da Pontifícia Universidade Católica -ITUC/PUC-Rio.

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

⁴ (3) Professor, Advanced Steel Processing and Products Research center, Colorador School of Mines; Golden, CO 80401, USA.

⁵ Professor, Gent University, Belgium.

1 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 “Advancer 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.

O fenômeno de partição de carbono entre a ferrita e a austenita durante transformações difusionais em temperaturas elevadas está relativamente bem entendido. Essas reações são referidas freqüentemente como transformações reconstrutivas, devido à difusão, em curta escala, dos átomos de ferro que acompanham a mudança na estrutura cristalina entre ferro CCC e CFC. No entanto, particularidades do fenômeno de partição do carbono durante ou após a transformação martensítica ainda precisam ser esclarecidos, particularmente com respeito à formação da bainita. Acredita-se que a transformação displaciva ocorre sem a difusão de átomos de carbono e de outros átomos intersticiais, e que sendo assim a nova fase formada vai se encontrar supersaturada de carbono [3,4]

Nos tratamentos térmicos convencionais, o processo de partição de carbono entre martensita e a austenita retida é geralmente ignorado, uma vez que as temperaturas usadas são muito baixas para permitir difusão significativa após a têmpera e principalmente devido ao fato da supersaturação ser geralmente eliminada por processos competitivos, sendo o mais comum deles a precipitação de carbeto durante o tratamento de revenido. No processo de têmpera e partição, a supersaturação de carbono na martensita temperada é utilizado para estabilizar a austenita não transformada durante o processo de partição de carbono. A difusão de carbono só vai ser possível uma vez que a precipitação de carbeto for suprimida [1, 3 e 4]. Essa vem a ser a grande diferença do processo de têmpera e partição quando comparado aos processos tradicionais de tratamento térmico, como por exemplo têmpera e revenido, a supressão da formação de carbeto devido a adição de elementos de liga. Com isso, é possível obter uma austenita enriquecida em carbono e dessa forma se torna estável a temperatura ambiente.

Para dar embasamento do fenômeno acima descrito a abordagem termodinâmica da partição de carbono entre a martensita e a austenita, teve que ser

revista e um novo modelo termodinâmico foi proposto para explicar esse fenômeno. Esse modelo não descreve a cinética de partição mas propõe um “ponto final” para a partição de carbono ocorre quando o equilíbrio metaestável entre a martensita e a austenita é alcançado. A condição básica do modelo se baseia no fato da difusão em temperaturas baixas estar limitada aos átomos intersticiais e que adição de elementos de liga apropriados promovem uma supressão da precipitação de carbeto [3, 5].

É necessário enfatizar que as transformações que ocorrem em condições de equilíbrio, ou mesmo “paraequilibrium”, envolvem necessariamente migração da interface e dessa forma movimentação, mesma que em curta escala, de Fe e outros átomos substitucionais. Numa situação onde a interface martensita/austenita é considerada fixa a difusão, mesmo que em curta escala de elementos substitucionais não ocorre, não sendo então possível para a ferrita e a austenita atingir uma condição de paraequilíbrio. Dessa forma o equilíbrio metaestável entre α/γ tem sido denominada pelos especialistas por “Carbon Constrain Equilibrium”.

As condições essenciais para definir uma condição de CCE “Carbon Constrain Equilibrium” se baseiam em um balanço de massa e numa exigência termodinâmica. A condição básica define que a partição de carbono está completa quando o potencial químico do carbono for igual nas duas fases (austenita e martensita). Tomando como base valores de atividades químicas obtidos em trabalhos anteriores [6,7] e ignorando a influência dos efeitos dos elementos de liga nos valores, podemos considerar:

$$X_C^\gamma = X_C^\alpha \cdot e^{\frac{76,789 - 43,8T - (169,105 - 120,4T)X_C^\gamma}{RT}} \quad (1)$$

onde T é temperatura em K, R a constante Universal dos gases e X_C^α e X_C^γ representam as frações molares de ferrita e austenita, respectivamente. Para facilitar a condição termodinâmica em questão, a Figura 1 ilustra a comparação de um diagrama esquemático de energia livre de Gibbs x Composição para uma situação onde a condição de equilíbrio é atendida e para uma situação de CCE.

É importante ressaltar que a condição de equilíbrio para um sistema binário, ou para uma condição de paraequilíbrio para um sistema de mais alta ordem, existe uma composição única de ferrita e austenita que satisfazem a condição de igual potencial químico para o carbono e para o Fe nas duas fases ($\mu_C^\alpha = \mu_C^\gamma$ e $\mu_{Fe}^\alpha = \mu_{Fe}^\gamma$) dada geometricamente pela construção de uma tangente comum. Essa condição termodinâmica é essencialmente diferente numa situação de CCE, onde apenas o potencial químico do carbono ($\mu_C^\alpha = \mu_C^\gamma$) é o mesmo em ambas as fases, e o potencial do elemento Fe e dos outros elementos substitucionais podem diferir nas fases presentes. Essa condição pode ser satisfeita por uma infinidade de composições das respectivas fases [8]. No entanto devido ao fato da interface martensita/austenita ser fixa, a quantidade de átomos de Fe, ou outro elemento substitucional, permanece inalterada durante o processo de partição. Essa segunda restrição permite então que seja aplicado o balanço de massa conforme representado pelas equações a seguir:

$$f_{CCE}^\gamma (1 - X_{C/CCE}^\gamma) = f_i^\gamma (1 - X_C^{liga}) \quad (2)$$

onde X_C^{liga} , é o percentual atômico de carbono na liga, f_i^γ , é a fração molar de austenita retida antes da etapa de partição e f_{CPE}^γ e X_{CCE}^γ representam a fração de

austenita e a sua respectiva concentração de carbono, respectivamente, na CCE, quando a partição de carbono estiver encerrada.

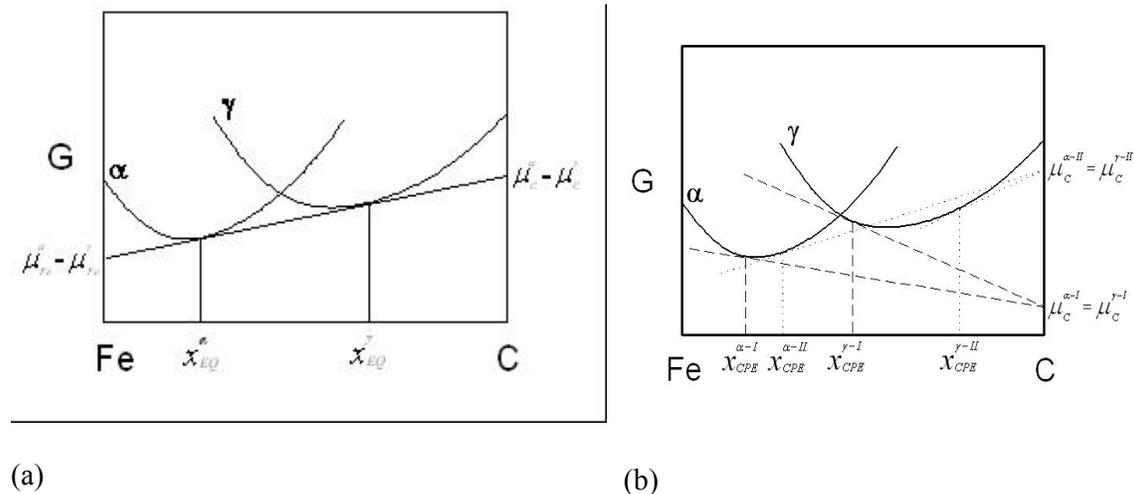
O balanço de massa, para o carbono, pode ser representado pela equação a seguir:

$$f_{CCE}^{\alpha} X_{C/CCE}^{\alpha} + f_{CCE}^{\gamma} X_{C/CCE}^{\gamma} = X_C^{liga} \quad (3)$$

Considerando ainda que estamos tratando de um sistema binário a equação (4) pode ser aplicada:

$$f_{CCE}^{\alpha} + f_{CCE}^{\gamma} = 1 \quad (4)$$

Para que o sistema atinja a condição denominada de "Carbon Constrain Equilibrium" todas essas quatro equações devem ser satisfeitas. Cálculos mostram que embora a aplicação das equações acima seja simples, é possível aproximar com bastante confiança a composição da austenita, no CCE, assumindo que todo o carbono da martensita, durante a partição, se difunde para a austenita, e por fim aplicar um balanço de massa para o carbono baseado na quantidade de austenita retida após o tratamento de têmpera.



(a) (b)
Figura 1. Diagrama esquemático Energia Livre de Gibbs x Composição ilustrando o equilíbrio metaestável, a uma determinada temperatura, entre a ferrita e a austenita num sistema Fe-C. (a) ortho-equilibrium (b) duas diferentes possibilidades de "Carbon Constrain Equilibrium".

Para tornar viável o processo de partição de carbono entre a martensita e a austenita é necessária a existência de austenita antes e depois da têmpera. Isso é possível através de duas diferentes rotas de tratamento térmico. A primeira é através de uma austenitização completa do material e a segunda é através de um tratamento intercrítico com a presença de ferrita/austenita. A austenita num tratamento intercrítico possui uma concentração de carbono maior que a austenita numa situação de austenitização plena, sendo assim mais estável que a formada num aquecimento intercrítico.

A seqüência de tratamentos propostos na têmpera e partição, assim como as microestruturas correspondentes, estão esquematizados na Figura 2 [1,5] O exemplo em questão ilustra com primeira etapa uma austenitização completa embora austenitização intercrítica também pode ser considerada. A fração volumétrica de martensita é controlada pelo resfriamento a uma temperatura

específica entre M_s e M_f após a etapa de austenitização. Os valores de M_s podem ser estimados utilizando equações conhecidas na literatura [9], que incorporam os efeitos da adição dos elementos de liga nos cálculos. O tratamento térmico posterior tem por função promover a difusão do carbono da martensita supersaturada para a austenita remanescente. Se a precipitação de carbeto foi de fato suprimida, pode-se considerar numa situação ideal que após o tratamento de partição todo o carbono se encontra na austenita.

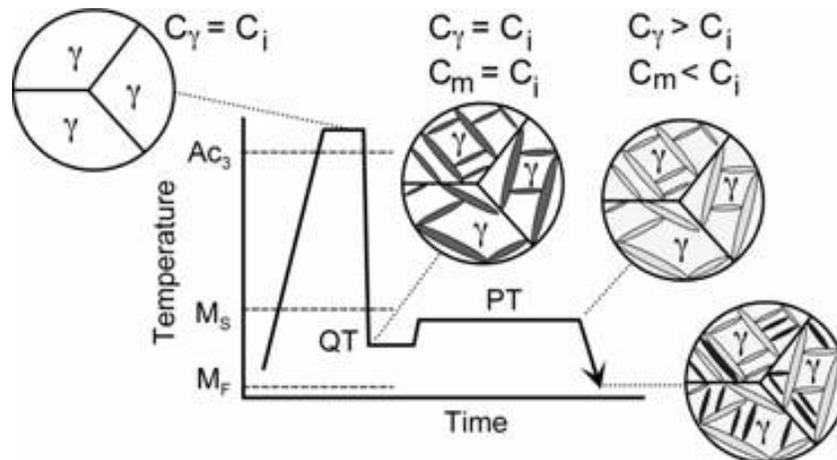


Figura 2. Desenho esquemático do processo de Têmpera e Partição. C_i , C_γ , C_m , representam a concentração de carbono na liga, na austenita e na martensita respectivamente. QT representa a temperatura de têmpera e PT temperatura de partição.

A determinação das frações de austenita, martensita na condição de têmpera (QT), está baseado no resfriamento sofrido abaixo de M_s , conforme descrito pela relação de Koistinen-Marburger [10],

$$f_m = 1 - e^{-1,1 \times 10^{-2} (M_s - QT)}$$

onde f_m é a fração de austenita transformada para martensita devido a têmpera a uma temperatura QT abaixo de M_s . No caso de processo de tratamento térmico utilizando temperaturas intercríticas, a concentração inicial de carbono na austenita é controlada pela temperatura intercrítica, e pode ser estimado assumindo que todo o carbono do aço se encontra na austenita.

Após a têmpera, a concentração de carbono na austenita é na martensita é a mesma, e em se considerando uma austenitização completa, igual a composição de carbono na liga. Finalmente, o tratamento de partição tem por função viabilizar o transporte de carbono da martensita para a austenita retida. Os tempos e temperaturas adequados para o fenômeno de partição ainda não estão completamente esclarecidos e estão sendo explorados no estudo do processo. Utilizando os conceitos acima apresentados foram realizados alguns cálculos, com o objetivo de determinar uma estimativa das frações das fases ao final da seqüência de tratamentos propostos assim como do percentual de carbono presente na austenita. Exemplos dos resultados obtidos estão apresentados na Tabela 1, para uma das ligas estudadas, considerando diferentes opções de microestrutura inicial e temperatura de têmpera empregadas para se obter diferentes percentuais de

austenita retida que variam de 5% e 15%, em condições onde a fração de ferrita intercrítica varia de 0% a 75%.

Tabela 1. Estimativa da temperatura de têmpera, em função da microestrutura inicial, considerando tratamentos intercríticos, e dos percentuais de austenita final, para a liga identificada por Q&P1.

Microestrutura Intercrítica		Ms da austenita inicial (°C)	%C na austenita inicial	Temperatura de têmpera para alcançar o % γ de desejado	Microestrutura na temperatura de têmpera			%C na austenita após a partição.
% γ	% α				% γ	% α	% Mart.	
100	0	297	0,37	25	5	0	95	7,40
100	0	297	0,37	88	10	0	90	3,70
75	25	245	0,49	61	10	25	65	3,70
50	50	140	0,74	-6	10	50	40	3,70
25	75	-173	1,48	-256	10	75	15	3,70
100	0	297	0,37	124	15	0	85	2,47
75	25	245	0,49	98	15	25	60	2,47
50	50	140	0,74	31	15	50	35	2,47
25	75	-173	1,48	-219	15	75	10	2,47

A Figura 3 apresenta a fração estimada final de austenita após o tratamento de têmpera e partição em função da temperatura de têmpera para a liga identificada na Tabela 2 por Q&P1, considerando austenitização inicial completa. Os resultados indicam a existência de uma temperatura de têmpera “ótima” que fornece o maior percentual possível de austenita retida. De acordo com a Figura 3, a microestrutura final é composta por austenita, martensita (presentes após a têmpera inicial), e uma possível fração adicional de martensita que é formada devido o resfriamento após o tratamento de partição. Vale a pena destacar que acima da temperatura considerada “ótima”, a austenita retida apresenta baixa estabilidade e durante o resfriamento final se transforma em martensita, reduzindo assim a fração final de austenita estável à temperatura ambiente [1,3].

Para proceder ao estudo da partição de carbono foram desenvolvidos quatro aços, com diferentes percentuais de C, Si, Ni, Mn e Cr. A adição destes elementos tem por finalidade suprimir a formação da bainita e com isso permitir uma partição de carbono para a austenita. A adição de Cr, Si, Mn, Mo e Al diminuem a temperatura de início da reação, aliado ao fato do excesso de segregação local desses elementos na frente da interface α/γ é responsável pela lenta cinética da transformação bainítica, uma vez que diminui tanto a mobilidade da interface e quanto a difusividade do carbono [4,11]. O Mn atua ainda como estabilizador da austenita uma vez que diminui a temperatura de início de transformação e ainda aumenta a solubilidade do carbono para estabilizar a temperatura ambiente. O Si repele o C na austenita, aumentando a difusão desse elemento na ferrita. Sendo o Si um elemento pouco solúvel na cementita, a precipitação de carbonetos é retardada durante a formação da bainita, favorecendo a segregação de átomos de carbono da ferrita para a austenita residual.

2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Os materiais selecionados para essa primeira etapa do trabalho foram quatro ligas projetadas e desenvolvidas na Universidade de Gent na Bélgica, com o intuito de inibir a formação da bainita na temperatura de partição, suprimindo dessa forma

as reações competitivas que possam ocorrer levando a um consumo de carbono. A Tabela 2 apresenta a composição química das ligas em estudo.

Tabela 2. Composição química das amostras em estudo.

Identificação da Liga	%C	%Si	%Mn	%Ni	%Cr	%Mo
Q&P 1	0,37	2,45	2,27	1,47	0,8	0,58
Q&P 2	0,22	2,49	2,42	1,39	0,72	0,49
Q&P 3	0,39	2,64	2,39	4,83	0,78	0,5
Q&P 4	0,28	3,0	2,37	5,3	0,71	0,6

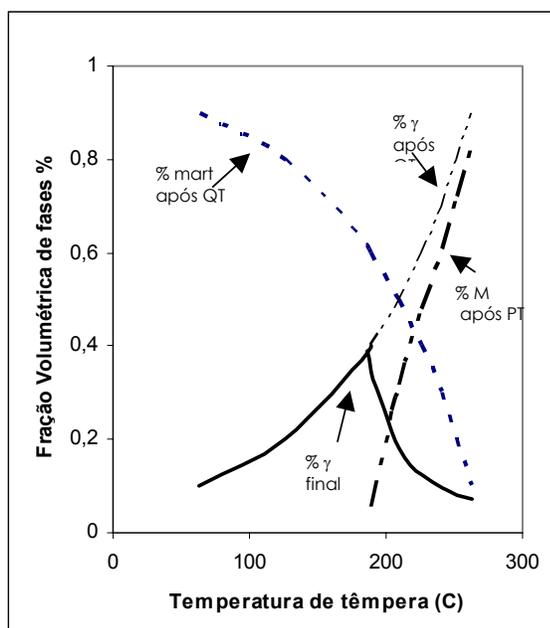


Figura 3. Estimativa das frações de austenita e martensita em função da temperatura de têmpera. A fração final de austenita está representada pela linha sólida. As linhas tracejadas representam a austenita e martensita presentes após a têmpera inicial e a martensita adicional formada durante o resfriamento após o tratamento de partição.

O processo termo-mecânico de fabricação do material pode ser resumido na seguinte seqüência: lingotes de 15 kg, aquecidos a 1250°C seguido de laminação a quente até uma espessura de 25 mm e resfriados ao ar. O material foi então seccionado e novamente aquecido a 1250°C, laminado para uma espessura final de 2 mm e resfriado por jato de água para a temperatura de 600°C.

O tratamento térmico de austenitização foi realizado num forno de banho de sal especificado para altas temperaturas por um período de tempo de 300 segundos a uma temperatura de 890°C. As amostras foram então temperadas em um banho metálico de estanho-bismuto por um período de 10 segundos, a uma temperatura conforme descrito na Tabela 1. A terceira etapa consistiu do tratamento de partição, que foi então realizado num forno de banho de sal nas temperaturas de 350°C, 400°C e 450°C por tempos de 10seg, 30seg e 100seg. O fluxograma apresentado na Figura 4 ilustra, de forma resumida, uma das seqüências de tratamento térmico aplicado para uma das ligas estudadas.

Uma vez que o valor de M_s , e conseqüentemente da temperatura de têmpera especificada para a obtenção de uma determinada fração de fases, foi determinada através de expressões existentes na literatura, e dessa forma o valor não é preciso, optou-se por trabalhar com uma faixa de valores de temperatura de têmpera situados a $\pm 20^\circ\text{C}$. A Figura 4 ilustra, de forma resumida, uma das seqüências de tratamento térmico aplicado para uma das ligas estudadas.

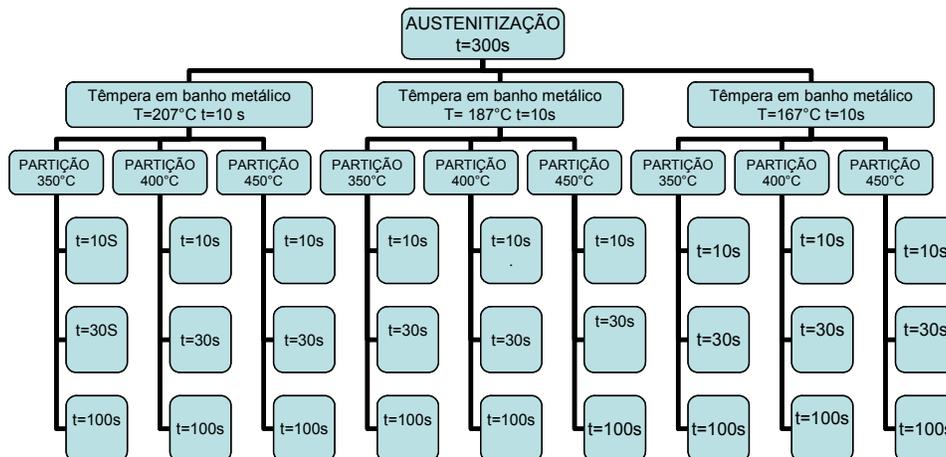


Figura 4. Fluxograma de tratamento térmico elaborado para uma das amostras estudadas.

As seções transversais e longitudinais das amostras estão sendo preparadas metalograficamente de acordo com a ASTM E3 e atacadas quimicamente como reagente Nital 2%. Após o ataque químico, as amostras foram observadas por microscopia ótica. Numa próxima etapa, com a função de auxiliar na determinação visual da austenita retida, será utilizado um ataque visando colorir a microestrutura o qual apresentou bons resultados quando utilizados em aços duplex e TRIP [12].

A metodologia para determinação o percentual de fases presentes nas amostras está sendo desenvolvida utilizando um difratômetro Philips, com radiação de cobre, monocromador de grafite, corrente de emissão de 40mA, avanço de motor de $0,02^\circ$ e tempo de contagem de 4s para cada ângulo. A varredura 2θ entre 40° e 105° . Os picos integrados foram os $\{110\}$, $\{200\}$, $\{220\}$ e $\{311\}$ para a austenita e os $\{110\}$, $\{200\}$, $\{211\}$ e $\{220\}$ para a ferrita [13]. Um amplo estudo está em andamento uma vez que vários fatores, como por exemplo, efeito de textura, tensões residuais causadas pelo tratamento térmico, tensões residuais devido a uma possível não uniformidade na distribuição de carbono nas fases, entre outros fatores devem ser considerados na quantificação das fases presentes.

Os ensaios mecânicos foram realizados de acordo com a ASTM E-8, em amostras de dimensões características corpos de prova reduzidos. Foi utilizada uma numa máquina INSTRON 5500 R, com uma velocidade de carregamento de 0,1in/min e utilizando um extensômetro com base de medida de 25,4 mm.

3 RESULTADOS PRELIMINARES

Uma vez que o estudo em questão está apenas no início do seu desenvolvimento e o objetivo principal desse trabalho é apresentar uma nova

proposta para desenvolvimento de aços multifásicos de alta resistência serão apresentados a seguir apenas alguns dos resultados preliminares obtidos.

A Figura 5 ilustra a microestrutura característica de uma das condições estudadas, é possível observar a presença de martensita, bainita e austenita. O espectro apresentado na Figura 6, indica a presença dos picos característicos da austenita e da ferrita. A metodologia para quantificação das fases presentes está em andamento e será apresentada na próxima oportunidade.

Os resultados dos ensaios mecânicos apresentam valores compatíveis com o esperado para esses tipo de liga.



Figura 5. Micrografia do material identificado por Q&P4, austenitizada a 870°C por 300seg, seguido de têmpera em banho metálico a 147°C e finalmente tratamento de partição a 350°C por 100 segundos. Seção longitudinal. 500X.

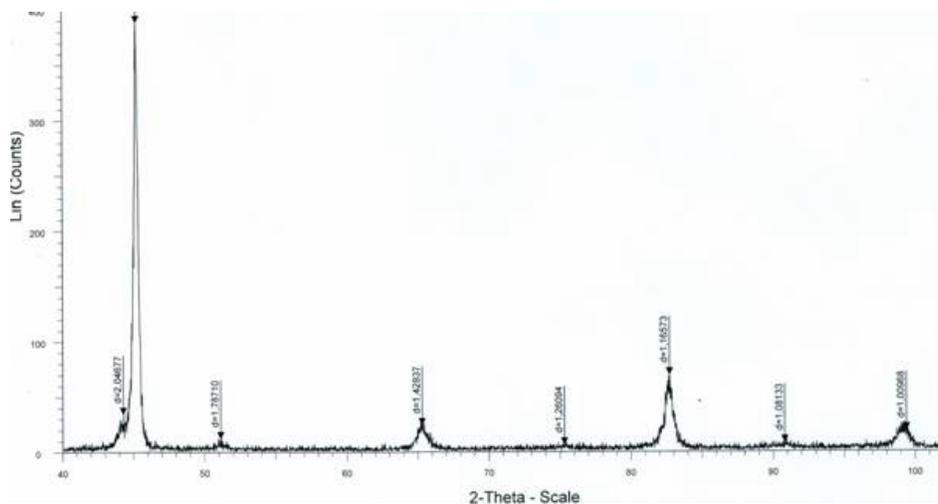


Figura 6. Espectro de Difração de Raio-X da amostra identificada por Q&P4, austenitizada a 870°C por 300seg, seguido de têmpera em banho metálico a 147°C e finalmente tratamento de partição a 350°C por 100 segundos.

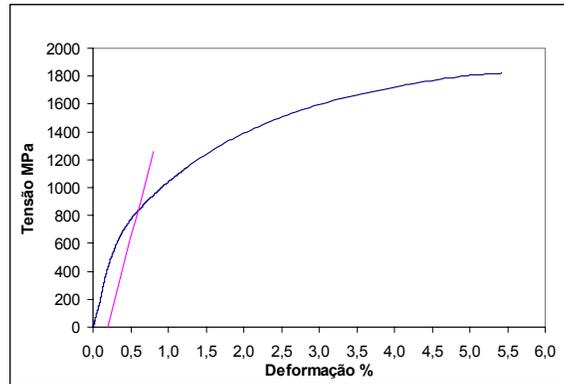


Figura 7. Curva de tração característica do material identificado por Q&P4 austenitização a 870°C, têmpera a 147°C e partição a 350°C por 100 segundos.

Tabela 3. Valor de escoamento, resistência à tração, alongamento total para a amostra Q&P4 austenitização a 870°C, têmpera a 147°C e partição a 350°C por 100 segundos.

Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência à Tração (MPa)	Alongamento Total %
840	1822	6,1

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1 Speer, J.G, Streich, A.M., Matlock, D.K., Rizzo, F., Krauss, G. MS&T, 2203, pp. 505- 522.
- 2 Ferrer, M., “Tese de Doutorado, USP, 2003.
- 3 Speer, J.G, Streich, A.M., Matlock, De Cooman, B. e Schroth, J.G., Acta Materialia, 51 (2003), pp.2611-2622.
- 4 Bhadeshia, H.K.D.H., “Bainite In Steels”. London, The Institute of Materials. 2001
- 5 Speer, J, Edmonds, D., Matlock, D. De, Rizzo, F., “Current Opinion in Solid State and Material Science, 8 (2004), pp.219-237.
- 6 Lobo, J.A., Geiger, G.H., Metallurgical Transactions A, 7A (1976), pp.1347-1357.
- 7 Lobo, J.A., Geiger, G.H., Metallurgical Transactions A, 7A (1976), pp.1359-1364.
- 8 Hillert, M., Hoglund, L. Agren, J. Acta Metallurgica et Materialia, 41 (1993), pp.1951-1957.
- 9 De Meyer, M. “Materials Science and Technology”, 18 (2002), pp.1121-1132.
- 10 Krauss, G. “Heat Treatment and Processing Principles” ASM International, 1990.
- 11 Honeycombe, R.W.K., Badeshia, H.K.D.H., “Steel, Microstructure and Properties”, London: Edward Arnold, 1995)
- 12 De, a.K, Speer, J., Matlock, D., Advanced Materials and Process, 161 (2003), pp27-30.
- 13 Cullity, B.D., “Elements of X-Ray Diffraction”, 2nd Ed., (Addison-Wesley Publishing Co.

FUNDAMENTS OF QUENCHING AND PARTITIONING PROCESS IN HIGH STRENGTH STEEL

*Ana Rosa Martins
Fernando Rizzo
John G. Speer
Davis Matlock
Bruno De Cooman*

Abstract

High strength steels containing significant fractions of retained austenite have been developed in recent years, and are subject of growing commercial interest when associated with the TRIP phenomenon during deformation. Recently, a new process concept, "quenching and partitioning" (Q&P) has been proposed by CSM/USA, and results shows the opportunity to create steel with new kinds of microstructure, controlling the austenite retained fraction enriched by carbon partitioning process. Four steels were developed for this study with different weight fractions of C, Si, Ni, Mn and Cr. These alloys are designed to suppress bainite formation at partitioning temperatures of interest and then carbon enrichment of the retained austenite. Several heat-treatment procedures were used to obtained different microstructure and tensile test specimens were tested. A microstructural characterization based on optical and electronical microscopy as well as X-ray diffraction were been performed. The preliminary experimental results showed partitioning of carbon from quenched martensite to retained austenite had occurred. Further studies are needed to understand the influence of alloying and processing parameters (time/temperature) on the partitioning of carbon and transition carbide precipitation. The tensile test results showed that the material studied had strength values similar to those of TRIP steels

Key-words: Steel, Carbon Partitioning, Retained Austenite, TRIP