

# AS TRÊS GERAÇÕES DE AÇOS AHSS PARA APLICAÇÃO EM VEÍCULOS AUTOMOTORES<sup>1</sup>

*Kleiner Marques Marra<sup>2</sup>  
Ed Juarez Mendes Taiss<sup>3</sup>  
João Francisco Batista Pereira<sup>4</sup>  
Camilla Pesanha Schavo<sup>5</sup>*

## Resumo

Nesse trabalho são apresentadas as três gerações de aços avançados de alta resistência mecânica (AHSS) que foram e estão sendo desenvolvidos a quase 40 anos pelas grandes siderúrgicas mundiais. O desenvolvimento desses materiais visa sobretudo a sua aplicação na estrutura e carroceria de veículos automotores. Os objetivos principais para o emprego de aços AHSS em automóveis são o aumento da segurança com respeito a colisões e a redução de peso visando diminuição do consumo de combustíveis de propulsão.

**Palavras-chave:** Aços AHSS; Aços avançados; Aços para automóveis.

## THE THREE GENERATIONS OF AHSS STEELS FOR APPLICATION IN AUTOMOTIVE VEHICLES

## Abstract

In this paper are presented the three generations of AHSS. These sort of materials were initially developed in the 70<sup>th</sup>. Since then AHSS steels has been applied on car parts, especially to improve safety in collisions and to mass reduction, consequently decreasing fuel consumption and emissions.

**Keywords:** AHSS steels; Advanced steels; Steels for cars.

<sup>1</sup> Contribuição técnica ao 47º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 26 a 29 de outubro de 2010, Belo Horizonte, MG.

<sup>2</sup> Membro da ABM, Engenheiro Metalurgista, Dr., Analista de Inovação e Pesquisa da Usiminas, Belo Horizonte, MG. [kleiner.marra@usiminas.com](mailto:kleiner.marra@usiminas.com).

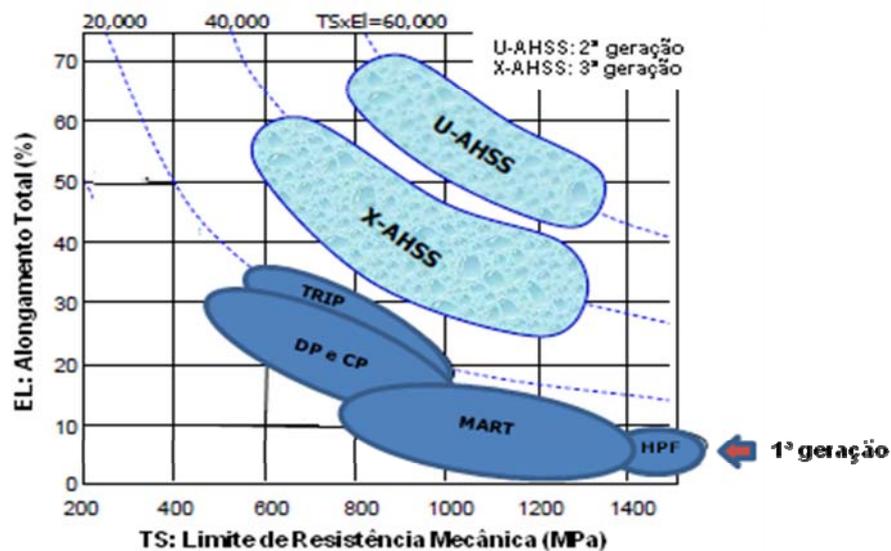
<sup>3</sup> Membro da ABM, Engenheiro Metalurgista, Gerente de Marketing, Gerência de Produtos e Soluções da Usiminas; Belo Horizonte, MG, [ed.taiss@usiminas.com](mailto:ed.taiss@usiminas.com).

<sup>4</sup> Membro da ABM, Engenheiro Metalurgista, M.Sc., MBA, Analista de Marketing da Usiminas, Belo Horizonte, MG. [joão.francisco@usiminas.com](mailto:joão.francisco@usiminas.com).

<sup>5</sup> Membro da ABM, Engenheira Metalurgista, M.Sc., Analista de Inovação e Pesquisa da Usiminas, Belo Horizonte, MG. [camilla.schiavo@usiminas.com](mailto:camilla.schiavo@usiminas.com).

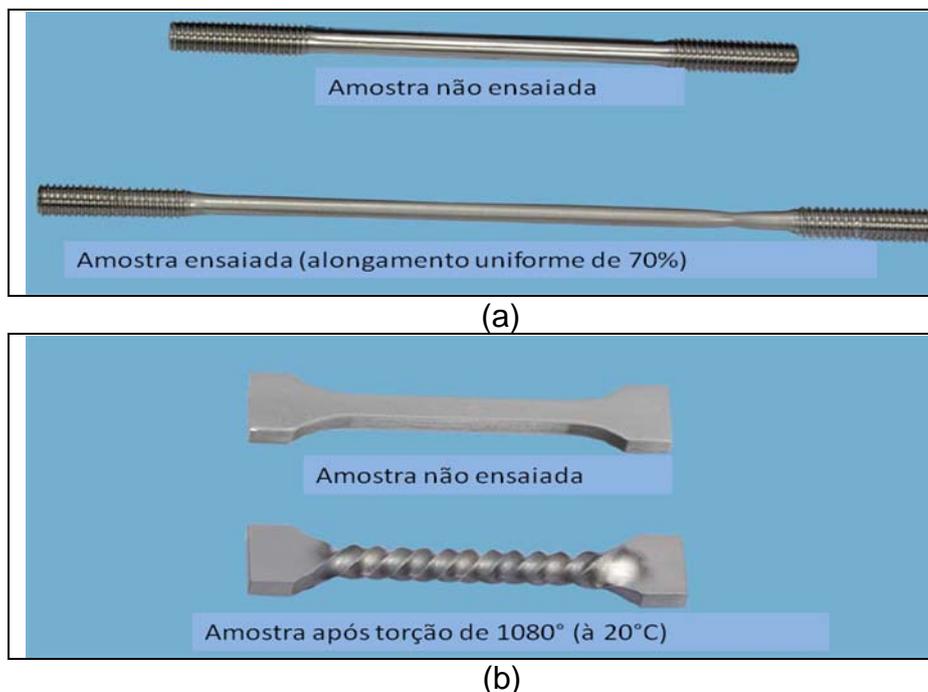
## 1 INTRODUÇÃO

Os aços avançados de alta resistência tem sido especialmente desenvolvidos para a indústria automotiva sob o apelo de redução de peso associado ao objetivo de produzir veículos de menor consumo de combustível, mais leves, mais seguros e menos poluentes. Isto começou a ocorrer na década de 70, principalmente após as duas grandes crises do petróleo, inicialmente com aços microligados e de alta resistência mecânica (HSLA), que tiveram base para seu desenvolvimento em aços ao Ti, Nb e V aplicados em tubos de condução e de plataformas marítimas.<sup>(1,2)</sup> Posteriormente, no início dos anos 90, com o estabelecimento do programa ULSAB, conduzido pelo IISI (atual WSA), com a participação de 37 grandes siderúrgicas mundiais, vários aços de elevada resistência mecânica, de diferentes concepções, foram propostos para serem aplicados aos automóveis, a maioria deles não disponíveis até então comercialmente, mas já desenvolvidos em escala de pesquisa ou já produzidos industrialmente em caráter experimental. O programa ULSAB foi conduzido de 1994 à 2002,<sup>(3)</sup> recomendou a utilização dos chamados aços avançados da primeira geração cuja característica comum, conforme mostra a Figura 1, é um valor do produto do limite de resistência vezes o alongamento total, obtidos em ensaio de tração convencional, da ordem ou inferior à 20.000 MPa.%. Esses materiais apresentam microestruturas diversificadas, envolvendo misturas compostas de uma fase macia, sempre o constituinte ferrita, e fases duras (martensita, bainita e precipitados). A maioria deles foram viabilizados pela inovação e evolução dos processos siderúrgicos, como do desgaseificador a vácuo (conversor RH) e de linhas de recozimento contínuo, e pela própria necessidade de materiais mais “nobres” que os tradicionais aços ao carbono e manganês, até então absolutos na indústria automotiva. Os materiais dessa primeira geração (LR>600MPa) foram propostos para uso não só para produzir carros mais leves e seguros, mas para combater, por parte das siderúrgicas, os sucedâneos imediatos dos aços (ligas de alumínio e materiais plásticos).



**Figura 1** – Os aços das três gerações. Para cada geração tem-se um valor de referência do produto da resistência mecânica pelo alongamento.<sup>(1)</sup>

Em função da limitada capacidade de absorção de impacto dos aços da primeira geração, associada principalmente a sua ductilidade não muito elevada, foram concebidos, a partir do final da década de 90, os aços da segunda geração, baseados numa matriz metálica a base do constituinte austenita e com características de superplasticidade, com valores de alongamento uniforme de até 80% (Figura 2). Face aos altos valores de resistência e ductilidade, os materiais da segunda geração possuem alto produto TS.EL, figura 1, na faixa de 50.000 MPa.% à 70.000 MPa.%.



**Figura 2** – Corpo-de prova de aço da segunda geração (aço TWIP800) após teste de tração (a) e de torção(b).<sup>(4)</sup>

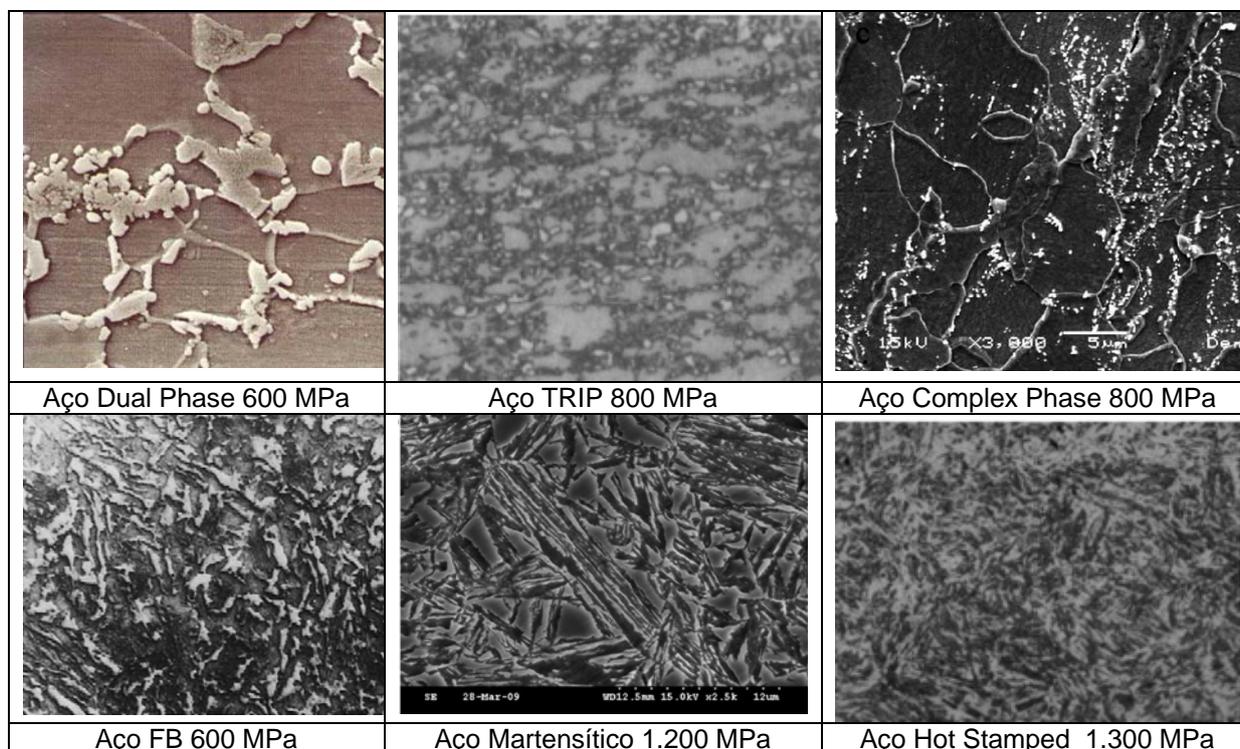
Uma vez que os aços da segunda geração são muito carregados em elementos químicos ligantes, especialmente cromo, o que implica em mais alto custo de fabricação e dificuldade para serem produzidos nas linhas de produção convencionais das grandes siderúrgicas, foi lançado, a partir de meados da atual década, a concepção dos aços avançados de terceira geração, baseados em microestruturas complexas, mistura de ferrita ultra-fina, bainita e martensita, complementada com austenita. O custo e a dificuldade de produção desses aços são inferiores aos dos aços da segunda geração. Esses materiais apresentam melhor capacidade de absorção de impacto (na casa de 40.000MPa.% (Figura 1) que os da primeira geração.

O objetivo do presente trabalho é, então, apresentar os principais materiais das três gerações de aços AHSS

## 2 AÇOS DE PRIMEIRA GERAÇÃO

Os principais aços da primeira geração são os Dual Phase, Complex Phase, Martensíticos, Ferríticos-Bainíticos e os tipos Hot Formed.<sup>(5)</sup> Esses materiais estão disponíveis comercialmente e vêm sendo cada vez mais aplicados em automóveis, ao contrário dos aços das duas outras gerações, que são muito mais recentes e ainda incipientes na indústria automotiva.

Relativamente aos aços da primeira geração, a maioria é produzida comercialmente como produtos laminados a quente e/ou laminados a frio. A figura 3 apresenta, a título de exemplo, micrografias de representantes de cada um desses aços.



**Figura 3** – Aspecto microestruturais dos aços da primeira geração.

## 2.1 Aços Dual Phase

Os aços Dual Phase podem ser produzidos por laminação a quente (faixa de espessura característica: de 2,50 mm à 5,00 mm) ou por laminação a frio (faixa de espessura característica: de 0,70 mm à 2,00 mm), podendo, ambos produtos, serem fornecidos com ou sem revestimento.<sup>(6)</sup>

A demanda por esses materiais tem crescido significativamente nos últimos anos tanto em termos dos volumes comercializados quanto em relação à variedade de aplicação. Isto tem sido verificado em razão das vantagens proporcionadas por esses materiais em relação aos tradicionais aços de alta resistência.

O sucesso da produção comercial de aços DP em linhas de laminação a quente requer um controle acurado de parâmetros de processo, especialmente da temperatura de acabamento, taxa de resfriamento, temperatura de bobinamento e a subsequente condição de resfriamento do material bobinado.

Os aços DP laminados a quente surgiram ao final da década de 1960 e atualmente são produzidos comercialmente, em níveis de resistência da ordem de 500 MPa à 600 MPa.

Já os DP laminados a frio surgiram industrialmente no Japão nos anos 1970, na versão recozido em caixa. No entanto, tomaram impulso como conseqüência do desenvolvimento e disseminação da tecnologia do recozimento contínuo, na década de 80, e com o estabelecimento do programa ULSAB. Como laminados a frio, esses materiais apresentam amplo espectro de propriedades mecânicas, sendo produzidos comercialmente, na atualidade, em níveis de resistência mecânica que variam de

450 MPa a 1.200 MPa. Isto tem sido conseguido através do controle da fração volumétrica e dureza da martensita, além do tamanho de grão e dureza da fase ferrita.<sup>(6)</sup>

Os DP laminados a frio são processados comercialmente quase que como um aço carbono comum. A microestrutura característica duplex é gerada na etapa final do recozimento contínuo ou imediatamente antes da aplicação do revestimento de zinco, conforme o aço seja galvanizado.

A Figura 3 mostra a microestrutura típica de um aço DP. Pode ser observada a matriz ferrítica de fina granulação com ilhas de martensita. A martensita, de alta dureza, garante a elevada resistência mecânica dos aços DP enquanto a presença da ferrita resulta em boa ductilidade ao material. O aumento da quantidade de martensita tende a provocar queda da ductilidade dos aços DP.<sup>(6)</sup>

O teor de carbono do aço deve ser limitado, em função do tipo de martensita que se produz durante a têmpera de formação da microestrutura duplex. Para altos teores carbono tem-se uma martensita frágil, denominada “maclada”. Normalmente os aços DP são produzidos com teores de carbono inferiores a 0,15%, o que garante a chamada martensita em ripas, que é menos frágil que o tipo maclada e tem baixa susceptibilidade a apresentar, após deformação mecânica, vazios nas interfaces entre as ilhas de martensita e os grãos ferríticos.

A adição de microligantes como manganês, silício, cromo e vanádio e nióbio é importante para garantir a estrutura ferrítica-martensítica dos aços DP e inibir o aparecimento de outras microestruturas na têmpera da austenita (como austenita retida, perlita ou bainita), além de controlar melhor a dureza e propriedades mecânicas destes materiais.

O projeto de liga de um aço DP depende não só das propriedades mecânicas objetivadas para o mesmo mas também da rota de fabricação. Assim, aços processados como laminados a quente ou a frio, revestidos ou não, possuem composição química peculiar a cada tipo.

Os aços DP caracterizam-se pelo seu relativo baixo limite de escoamento, alto limite de resistência e, conseqüentemente, baixa razão elástica. Isto garante uma boa capacidade de estiramento. Outras características interessantes dos aços são listadas a seguir.

- Possuem melhor combinação de alta resistência com adequada ductilidade quando comparados aos tradicionais aços HSLA (aços de alta resistência e baixa liga) e aços HSS (aços de alta resistência endurecidos por solução sólida). Este fato resulta não só em excelente capacidade de suportar estiramento mas também na absorção de impacto, propriedades essenciais necessárias em peças estruturais.
- Não exibem limite de escoamento descontínuo, e, portanto, não têm formação de bandas de Luders, apresentando bom aspecto superficial após operações de estampagem/estiramento.
- Possuem alto coeficiente de encruamento (valor  $n$ ), que indica boa conformabilidade e ganho efetivo de resistência para as peças após conformação (“efeito WH”).
- Têm baixo coeficiente de anisotropia planar, o que significa que não podem ser aplicados em peças com requisito de estampagem profunda.
- São envelhecíveis por deformação mecânica a altas temperaturas, ou seja, apresentam “efeito BH”. Com isto ganham resistência mecânica após cura de pintura. Isto torna factível a aplicação destes aços em painéis externos onde se deseja resistência à indentação.

## 2.2. Aços TRIP

A microestrutura dos aços com efeito TRIP (*Transformation-Induced Plasticity*, ou plasticidade induzida por deformação) é composta de grãos de austenita “retida”, em quantidade mínima usual de 5%, numa matriz ferrítica (Figura 3). Há também outras fases duras, em baixa e variada concentração, como martensita ou bainita. Visando a estabilização da austenita, se faz, quer seja na mesa de resfriamento da laminação a quente (aço laminado a quente) ou na etapa de “envelhecimento” na linha de recozimento contínuo (produto laminado a frio), um resfriamento lento a partir da temperatura de acabamento da laminação a quente ou do encharque, no recozimento contínuo, seguido por um tratamento térmico praticamente isotérmico, em temperaturas intermediárias (de 200°C à 300°C), que acaba gerando o constituinte bainita. Com isso, há uma migração do carbono para a austenita, ficando essa fase estável à temperatura ambiente. Os maiores teores de carbono e silício dos aços TRIP, juntamente com o tratamento isotérmico, garantem o estabelecimento de uma quantidade adequada de austenita retida, o que confere a esse tipo de aço o mecanismo de endurecimento por transformação induzida por deformação (efeito TRIP). Por esse mecanismo o aço, quando solicitado mecanicamente por tração, encrua continuamente (grande efeito WH), de forma a haver um retardamento do aparecimento da estricção e, conseqüentemente, grande alongamento uniforme. Isto é garantido pela transformação progressiva da austenita em martensita.<sup>(5,7)</sup>

O grau de encruamento dos aços TRIP é substancialmente maior que dos aços microligados convencionais e dos aços DP, fornecendo uma significativa capacidade de conformação por estiramento.

Como já dito, a quantidade de carbono dos aços TRIP é maior que a dos aços DP, com objetivo de estabilizar a austenita em temperaturas baixas. Já a adição de silício e alumínio serve para acelerar a formação da ferrita-bainita, suprimindo a formação de cementita e garantindo uma quantidade alta de carbono na austenita (o que auxilia na sua estabilidade a baixas temperaturas).

O nível de deformação plástica para qual a austenita começa a se transformar em martensita pode ser ajustado pela quantidade de carbono do aço. Para baixos teores, a transformação austenita-martensita começa a baixos valores de deformação, havendo um incremento contínuo do grau de encruamento e da capacidade de conformação durante, por exemplo, um processo de estampagem. Já para maiores teores de carbono, a austenita pode se tornar tão estável que a transformação por deformação só ocorre para graus de solicitações além daquelas aplicadas na conformação, em magnitudes correspondentes às de uma colisão automobilística. Essas características dos aços TRIP podem ser dosadas de acordo com as peças para as quais esse aço vai fazer parte, ou seja, se o requisito principal for boa conformabilidade ou boa resistência ao impacto.<sup>(5,7,8)</sup>

Dado ao alto valor de carbono equivalente dos aços TRIP, sua soldabilidade deve ser bem avaliada, principalmente nos processos tradicionais aplicados na indústria automotiva.

## 2.3 Aços *Complex Phase*

Os aços *Complex Phase* (CP) ou multifásicos têm microestrutura mais diversificada que os aços DP ou TRIP, ou seja, uma mistura de pequenas quantidades de martensita, austenita retida e perlita, numa matriz composta por

ferrita e bainita (Figura 3). Normalmente, essa classe de materiais apresenta matriz com grãos bem finos e a presença de precipitados de Ti e/ou Nióbio, o que garante um elevado limite de resistência à tração, da ordem ou maior que 800 MPa. Em algumas versões, os aços CP exibem microestruturas resultantes de um processo de recristalização incompleta, seja durante o resfriamento após laminação a quente (produtos laminado a quente), ou após o encharque no recozimento contínuo (produtos laminado a frio). Esses aços apresentam alta capacidade de absorção de impacto e boa capacidade de deformação. A composição dos aços CP se baseia em C (0,05~0,08%), Mn (1,5~2,0%), Mo (da ordem de 0,5%) e adições de microligantes (Nb, V, Ti, Cu)<sup>(3,5)</sup>.

## 2.4 Aços Ferrítico-bainíticos

Os aços ferríticos-bainíticos (FB) caracteristicamente possuem boa flangeabilidade e excelente capacidade de expansão de furo em razão da microestrutura a base de ferrita e bainita (Figura 3). Sua elevada resistência mecânica é obtida pela presença de granulação muito fina da ferrita e pela presença de uma segunda fase de alta dureza (bainita).

Os aços CP são normalmente fornecidos como laminados a quente, sendo que a estratégia de resfriamento no leito, após a laminação de acabamento, é determinante para a produção de 10% a 20% de bainita. Comparativamente aos aços microligados de alta resistência (HSLA), os FB exibem maior coeficiente n de encruamento e maior alongamento total. Esses aços exibem também boa soldabilidade, em razão de seu baixo carbono equivalente, e bom desempenho sob fadiga.<sup>(5,9)</sup>

## 2.5 Aços Martensíticos

Para a produção dos aços martensíticos, deve-se ter o material austenitizado na laminação a quente, nos últimos passes da etapa de acabamento, ou no encharque no recozimento contínuo (RC), para que nas etapas posteriores da laminação a quente ou da laminação a frio, na mesa de resfriamento ou seção de têmpera do RC, haja condições para a produção de um aço com uma matriz martensítica e com alguma quantidade residual de bainita e/ou ferrita. Esse tipo de aço pode, dependendo da ocorrência de outras fases microestruturais, ser também classificado como multifásico. Os aços martensíticos exibem alta resistência mecânica, podendo ser atingidos valores da ordem de 1.700 MPa. Esses aços são frequentemente submetidos a revenimento após a tempera. Esse tratamento térmico visa a promoção de uma melhoria da ductilidade e a obtenção de alguma capacidade de conformação.<sup>(5,10)</sup>

## 2.6 Aços Hot Stamped

Os aços HS têm caracteristicamente alta temperabilidade e sua concepção é baseada em materiais que, após a laminação a quente ou a frio, possuem microestrutura do tipo ferrítica-perlítica, com resistência variando entre 400MPa à 600 MPa. Sua alta resistência mecânica é obtida após um ciclo térmico especial no processo de estampagem de peças para carros. Por serem microligados ao Mn-B ou ao Mn-Cr-Mo, esses aços, após um encharque em temperaturas de 900°C a 950°C, em contato matrizes refrigeradas das prensas, ou mesmo sob uma conformação a

quente seguida de um resfriamento rápido, em taxas que atingem valores de 50°C/s à 100°C/s, apresentam resistências da ordem de 1.600 MPa. Com isso, obtêm-se peças de altíssima dureza sem os problemas dimensionais associados com retorno elástico (*spring back*) como verificado para peças de aços AHSS convencionalmente estampadas. O ciclo de tratamento/conformação das peças gira em torno de 20 segundos a 30 segundos e, devido suas propriedades mecânicas superiores, esses aços são usados para para choques, peças de reforço de porta e de colunas (pilares “A” e “B”) e de partes do teto e assoalho de automóveis. Tem sido difundido, nos últimos anos, o uso de aços com revestimento metálico a base de ligas de Al-Si, que são bastante resistentes à oxidação em altas temperaturas. Isto garante ótima qualidade e aspecto superficial às peças estampadas.

Uma família típica de HS são os aços 22MnB5, que possuem carbono da ordem 0,12%, manganês por volta de 1,2% e boro de cerca de 0,015%. Por terem microestrutura, após estampagem, praticamente martensítica (Figura 3), esses aços são também denominados de aços martensíticos.<sup>(5,11,12)</sup>

### 3 AÇOS DE SEGUNDA GERAÇÃO

Com o objetivo de elevar a utilidade dos aços AHSS, foram desenvolvidos os materiais da segunda geração, nos anos 90. A característica básica desses aços é possuir uma matriz metálica a base de austenita. Além da presença desse constituinte microestrutural, os materiais da segunda geração utilizam fenômenos especiais de deformação plástica e uma apropriada e controlada estabilidade mecânica da austenita. De acordo com a Figura 1, esse grupo de materiais apresentam o produto TSxEL da ordem de 50.000MPa.%, o que é muito maior que os valores verificados para as outras duas gerações.

O mecanismo de deformação por TWIP (*twinning induced plasticity*, ou, plasticidade induzida por maclação) garante a característica de grande ductilidade dos aços da segunda geração. Outros dois mecanismos que também vêm sendo explorados recentemente é o SIP (*Shearing Induced plasticity*, ou plasticidade induzida por cisalhamento) ou MBIP (*microband induced plasticity*, ou plasticidade induzida por formação de microbandas).<sup>(1,2,4)</sup> Esses mecanismos de deformação são ativados pela adição de Mn e Al, que elevam a energia de falha de empilhamento. Quando o teor de Al e Si dos aços da terceira geração ultrapassa a casa de 5,5%, são chamados de aços LIP (*lightweight induced plasticity*, ou plasticidade induzida em aços de baixo peso) em razão da diminuição da densidade que esses aços apresentam.

A aplicação comercial desses materiais tem sido muito pequena, restrita a poucos grandes grupos siderúrgicos mundo afora.<sup>(1)</sup>

Os primeiros aços do tipo TWIP surgiram com sucesso em produções industriais experimentais, no início da década de 90, na POSCO. No entanto, essa siderúrgica sul-coreana nunca produziu comercialmente aços TWIP por questões de redução de produtividade e de dificuldade operacional pelas características das linhas de produção de suas usinas. Outras iniciativas de produção experimental foram registradas em siderúrgicas européias. De qualquer maneira, o material produzido tem apresentado comportamento mecânico superior em ensaios estáticos e dinâmicos, porém os requisitos especiais de produção, baixa produtividade, alto custo de fabricação (materiais com alto teor em elementos de liga, especialmente Cr, Si e Al) e susceptibilidade a trincamento por HIC (trincas atrasadas), tem reduzido o interesse comercial dos fabricantes de carro e do setor de autopeças.

Para efeito de ilustração da grande ductilidade associada à alta resistência mecânica e, por conseqüência, excelente capacidade de absorção de impacto, a Figura 2 mostra corpos-de-prova de tração e de torção ensaiados. O bom desempenho mecânico dos aços TWIP está associado ao processo de maclação que ocorre gradualmente durante deformação plástica e que implica em contínuo encruamento e grande capacidade de alongamento. Devido a baixa energia de falha de empilhamento dos aços TWIP, esses materiais se maclam quando solicitados mecanicamente.

#### 4 AÇOS DE TERCEIRA GERAÇÃO

A terceira geração de aços AHSS surgiu a partir da segunda metade dessa década, tendo como motivação a possibilidade da disponibilização de aços com melhor condição de serem fabricados nas linhas de produção das siderúrgicas já estabelecidas e com projetos de liga menos onerosos comparativamente aos da segunda geração. Diferentemente dos aços da primeira geração (Figura 4), a concepção desses aços é baseada numa matriz mais resistente e tenaz. Tem sido postulado que isso pode ser conseguido, em tese, pela substituição da matriz ferrítica por uma matriz austenítica.<sup>(2)</sup> Assim, o que se tem produzido experimentalmente e projetado conceitualmente são aços com combinações microestruturais complexas, com uma fração significativa de fases de alta resistência mecânica, que pode ser martensita (como sugerido na Figura 4) ou ferrita altamente encruada ou ultrafina (tamanho de grão na casa de  $1\mu\text{m}$ ), e a fase austenita, altamente dútil e com alto coeficiente de encruamento  $n$ .

Três casos de aços de terceira geração, dentro das características comentadas serão descritos a seguir. Cabe comentar que os mesmos possuem bom potencial de serem usados em automóveis, estando em fase de pesquisa e não ainda produzidos industrialmente.

O primeiro deles é produzido sob um ciclo especial de recozimento contínuo. Esse tipo de aço é fabricado após um tratamento térmico pós-laminação a frio, que tem sido designado com “tempera e partição”. Sua alta resistência e ductilidade são obtidas pela microestrutura, mistura de austenita (parte retida) e martensita. A Figura 5 indica como o aço é obtido. Há inicialmente um aquecimento, seguido de encharque em temperatura onde o aço fica totalmente austenitizado. Após o encharque, há um resfriamento rápido para uma temperatura superior à ambiente e pouco abaixo da temperatura inicial de têmpera ( $M_s$ ). Posteriormente, nessa temperatura (QT), ou em temperatura um pouco superior (PT), o aço é mantido por um intervalo de tempo para que haja uma perda de carbono da martensita e enriquecimento deste elemento por parte da austenita, o que provoca a estabilidade dessa última fase em posterior resfriamento até a temperatura ambiente. Uma composição química que se tem produzido aços T&P envolve teores dos elementos carbono, manganês e silício, respectivamente, da ordem de 0,19%, 1,59% e 1,63%.

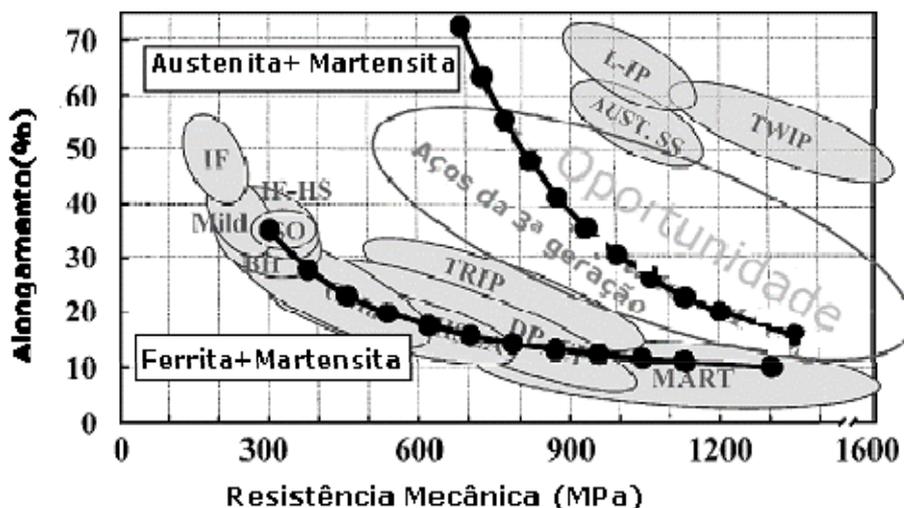


Figura 4 – Comparação da variação da (resistência)x(alongamento total) de aços AHSS de primeira e terceira geração, com a redução do constituinte ferrita (primeira geração) ou da austenita (terceira geração).<sup>(2)</sup>

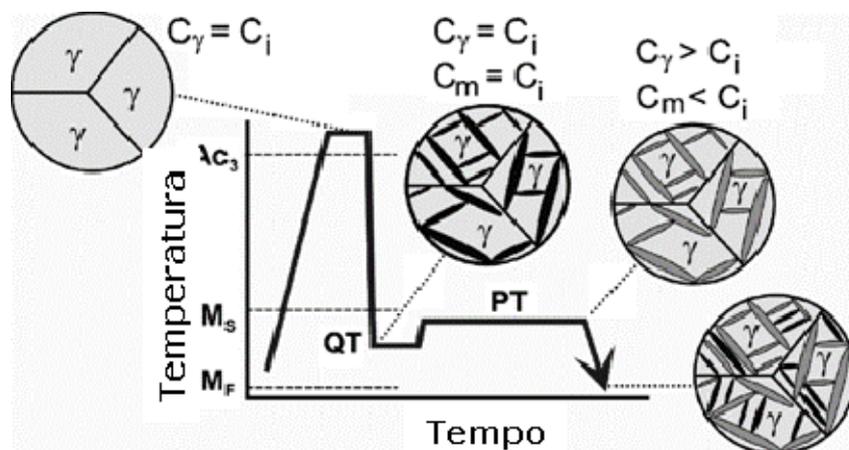


Figura 5 – Tratamento de recozimento contínuo para obtenção de um aço de terceira geração por tempera e partição (T&P).<sup>(2)</sup>

Outra concepção que tem sido usada é a de aços de granulação ferrítica ultrafina, que podem ser obtidos via laminação controlada, com o processamento a quente envolvendo baixas temperaturas de acabamento, mas ainda austeníticos (aços com alto teor de Si). Com isso tem sido obtidas microestruturas a base de ferrita fina, com granulação da ordem de  $2 \mu\text{m}$ , e cerca de 25% de austenita retida, com morfologia de granular a filiforme. Esse tipo de aço, com carbono na casa de 0,20% e silício e manganês da ordem de 2%, exibem efeito TRIP e resistência na casa de 1.000 MPa, conjugados com valores de alongamento de até 27%. A austenita é parcialmente estabilizada por sua granulação finíssima e, com isso, a transformação dessa fase para martensita ocorre sob alta quantidade de deformação. Esse fato garante um atraso na ocorrência da estricção, conferindo grande alongamento uniforme.

Uma última proposta para aços de terceira geração seriam materiais com menor teor de carbono (0,1%) mas com alta concentração em manganês (de 5% à 7%) em relação aos já comentados. Desta forma, esse tipo material é quase totalmente martensítico após a laminação a quente. A alta concentração de manganês resulta em alta temperabilidade de modo que, mesmo sob baixa taxa de

resfriamento do material na condição de bobinado a quente, ainda há ocorrência de têmpera.

Na laminação a frio e com o posterior recozimento do material, é produzida uma microestrutura bem fina a base de ferrita e austenita. Nesse caso, a quantidade de austenita depende da temperatura e do tempo de encharque utilizados nos pontos quentes e frio no processo de recozimento em caixa. Valores de cerca de 40% de austenita retida podem ser atingidos, sendo que a presença dessa fase cresce com o teor de Mn e decresce com o tempo de encharque. Aços nessa concepção podem exibir limite de resistência na faixa de 600 MPa à 1.400 MPa e alongamento no intervalo de 10% à 30%.<sup>(1,4)</sup>

## 5 COMENTÁRIOS FINAIS

Nesse trabalho são apresentadas as três gerações de aços avançados de alta resistência mecânica que estão sendo desenvolvidos a partir dos anos 1970 pelas grandes siderúrgicas mundiais visando emprego na estrutura e carroceria de veículos automotores.

É mostrado que a indústria siderúrgica, principalmente a cerca de 40 anos, começou a oferecer aços especiais para aplicação em carros. Esses materiais tem tido sucesso de aplicação por exibirem resistência mecânica bem superior a dos tradicionais aços ao carbono e boa ductilidade, o que tem permitido redução de peso e/ou melhoria da segurança dos veículos.

Os aços acima citados, chamados de AHSS, podem divididos em três gerações:

- Primeira geração (surgida a partir dos anos 1970): de microestrutura a base de ferrita associada com outras fases microestruturais. Aços DP, TRIP, Complex Phase, Ferríticos-bainíticos e Martensíticos. O produto limite de resistência pelo alongamento total desses aços fica aquém de 20.000 MPa.%.
- A segunda geração (surgida a cerca de uma década), de alta resistência mecânica e elevada ductilidade (superplasticidade), tendo como microconstituente básico a austenita. Aços TWIP, LIP e SIP. O produto limite de resistência pelo alongamento total desses aços fica além de 60.000 MPa.%.
- A terceira geração (surgida a partir da metade da atual década) é uma concepção de aços de microestrutura complexa, mistura de ferrita ultrafina, bainita e martensita, complementada com austenita. O produto limite de resistência pelo alongamento total desses aços fica por volta de 40.000 MPa.%.

## REFERÊNCIAS

- 1 KWON, O. J.; LEE, K. Y.; KIM, G. S.; CHIN, K. G. – New Trends in Advanced High Strength Steel Developments for Automotive Application – Materials Science Forum, January, 2010, V. 638 – 642, p.: 136-141.
- 2 MATLOCK, D. K. ; SPEER, J. G. – Third Generation of AHSS: Microstructure Design Concepts – Anais da conferência:Microstructure and Texture in Steels and Other Materials, Editora Springer, February, 2008, p.: 185-205.
- 3 SILVA, F.; LOPES, N. I. A. R.; SANTOS, D. B. – Microstructural Characterization of the C-Mn Multiphase High Strength Cold Rolled Steel - Materials Characterization, V. 6. Issue 1, 2006, p.: 3-9.

- 4 FROMMEYER, g.; BRUX, U.; NEUMANN, P. – Supra-ductile and High-strength Manganese Trip/Twip Steel for High Energy Absorption Purposes - ISIJ International, V. 43, N. 3, 2003, p.: 438–446.
- 5 Advanced High Strength Steels: Application Guidelines, version 3 – International Iron & Steel Institute (Committee on Automotive Applications), 2006, 200p.
- 6 MARRA, K. M.; TAISS, E.J.M.; MIYAMURA, R. T. - .Aços Dual Phase na Construção Automotiva e em Implementos Rodoviários - "6º Colloquium Internacional SAE Brasil de Suspensões e Implementos Rodoviários & Mostra de Engenharia, Caxias do Sul, 2010, 6p.
- 7 ZHUANG LI, D. W.; LÜ, H. S. - Effect of Controlled Cooling After Hot Rolling on Mechanical Properties of Hot Rolled TRIP Steel- Journal of Iron and Steel Research, International, V. 15, Issue 2, 2008, p.: 65-70.
- 8 DAN, W.J. ;Li, S. H. ; ZHANG, W.,Q. ; Lin, Z.Q. - The Effect of Strain-Induced Martensitic Transformation on Mechanical Properties of TRIP steel - Materials & Design, V. 29, Issue 3, 2008, p.: 604-612.
- 9 L.C. CHANG - The Rolling/sliding Wear Performance of High Silicon Carbide-Free Bainitic Steels - Wear, V. 258, Issues 5-6, February 2005, p.: 730-743.
- 10 WANG, C.Y. ; SHI, J. ; Dong: C. H. - Characterization of Microstructure Obtained by Quenching and Partitioning Process in Low Alloy Martensitic Steel - Materials Science and Engineering: A, V. 527, Issue 15, 15 June 2010, p.: 3442-3449.
- 11 MORI, K.; ITO, D. - Prevention of Oxidation in Hot Stamping of Quenchable Steel Sheet by Oxidation Preventive Oil - CIRP Annals - Manufacturing Technology, V. 58, Issue 1, 2009, p.: 267-270.
- 12 MORI, K.; OKUDA, Y. - Tailor Die Quenching in Hot Stamping for Producing Ultra-high Strength Steel Formed Parts Having Strength Distribution - Computational Materials Science, CIRP Annals - Manufacturing Technology, V. 59, 2010, p.: 291–294.