

# INDÚSTRIA AUTOMOTIVA: AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA – REVISÃO

## HIGH STRENGTH STEELS, 1ST, 2ND AND 3RD GENERATION – REVIEW

Data de entrega dos originais à redação em: 10/07/2018  
e recebido para diagramação em: 17/07/2019

Antonio dos Reis de Faria Neto <sup>1</sup>  
Cristina Sayuri Fukugauchi <sup>2</sup>  
Marcelo dos Santos Pereira <sup>3</sup>

Desde o século passado, a indústria automobilística em consonância com as aciarias e pesquisadores busca reduzir o peso da estrutura dos veículos, reduzindo o custo total de fabricação e a emissão de poluentes ao meio-ambiente por meio da diminuição de espessura das chapas, alteração dos materiais empregados por materiais mais resistentes e modernos e desenvolvimento de novos processos fabris. Todo esse desenvolvimento passa, principalmente, pelo desenvolvimento dos aços empregados na carroceria dos automóveis. A 1ª geração de aços avançados de alta resistência, aços TRIP, DP, CP e martensíticos, já tem uma ampla produção e aplicação na indústria automobilística. A 2ª geração de aços avançados prometia uma excelente combinação de resistência mecânica e ductilidade, apesar de alcançarem as propriedades desejadas essas ligas necessitam de um custo de fabricação muito alto e não obtiveram sucesso no mercado automobilístico. Para suprir esse interstício de excelentes propriedades mecânicas a custos aceitáveis a 3ª geração dos aços avançados de alta resistência chega para combinar as estruturas multifásicas dos aços de 1ª geração e os conceitos de novos mecanismos de endurecimento obtidos na 2ª geração. A microestrutura multifásica dos materiais da 3ª geração alcança a escala nanométrica e pode-se citar os aços bifásicos aprimorados, TRIP modificados e com médio teor de Mn, aços bainíticos com grãos ultrafinos, além do processo de endurecimento de Têmpera e Partição como os materiais e processos que estão em desenvolvimento nessa nova geração.

Palavras-chave: Aços Avançados. 3ª Geração. Aço Multifásico.

*Since the last century, the automotive industry in line with steel mills and researchers has sought to reduce the weight of the vehicle structure by reducing the total cost of manufacturing and polluting the environment by reducing sheet thickness, materials used by more resistant and modern materials and development of new manufacturing processes. All this development is mainly due to the development of the steels used in the car body. The 1st generation of advanced high strength steels, TRIP, DP, CP and martensitic steels, already has a wide production and application in the automotive industry. The 2nd generation of advanced steels promised an excellent combination of mechanical strength and ductility, although achieving the desired properties these alloys require a very high manufacturing cost and were unsuccessful in the automotive market. To meet this need for excellent mechanical properties at affordable costs, the 3rd generation of advanced high strength steels comes to combine the multiphase structures of 1st generation steels and the concepts of new hardening mechanisms obtained in the 2nd generation. The multiphase microstructure of the 3rd generation materials reaches the nanoscale scale and we can mention the improved biphasic steels, modified and medium Mn TRIPs, ultrathin grain bainitic steels, as well as the Hardening and Partition hardening process as the materials and processes that are under development in this new generation.*

*Keywords: Advanced Steel. 3ª Generation. Multiphase Steel.*

## 1 INTRODUÇÃO

A partir da década de 2000, os aços da série AHSS (*Advanced High Strength Steel*), como os aços assistidos pelo efeito TRIP (*Transformation Induced Plasticity*), DP (*Dual-Phase*) e aços martensíticos passaram a ser empregados. A principal característica desses materiais encontra-se em suas microestruturas multifásicas, podendo conter ferrita e diferentes frações volumétricas de martensita, bainita e/ou austenita retida em quantidades suficientes para produzir propriedades mecânicas únicas [ANGELI; FÜREDER; KNEISS, 2006; KUZIAK; KAWALLA; WAENGLER, 2008]. A aplicação destes aços permite a redução de massa do

automóvel, por meio da diminuição da espessura das chapas dos materiais e/ou reduzindo suas densidades específicas, permitindo reduções consideráveis de emissões de poluentes a custos acessíveis [SAMEK; KRIZAN, 2012; SHAW; ZUIDEMA, 2001]. Grande parte da literatura utiliza intervalos definidos de resistência para categorizar diferentes níveis de resistência dos aços automotivos: HSS (aços de alta resistência convencionais - *Conventional High Strength Steels*); UHSS (aços de ultra-alta resistência - *Ultra High Strength Steels*), e AHSS (aços avançados de alta resistência - *Advanced High Strength Steel*) [MATLOCK *et al*, 2012; DONG *et al*, 2011; HAN *et al*, 2009].

1 - Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá – FEG/UNESP. < antonio.fariant@gmail.com >.

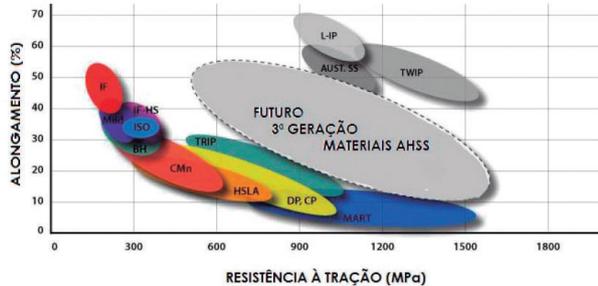
2 - Instituto Federal de São Paulo – Campus de São José dos Campos.

3 - Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá – FEG/UNESP.

Uma outra forma de classificação considera várias propriedades mecânicas ou parâmetros de conformação distintos. Como um indicador de plasticidade e energia absorvida dos materiais, o produto da resistência à tração ( $R_m$ ) e o alongamento total ( $A$ ) tem sido aplicado para classificar os aços automobilístico em 1ª, 2ª e 3ª geração [JIN, 2011]. Os aços automotivos com  $R_m \times A$  de  $15 \pm 10$  GPa%, como os aços assistidos pelo efeito TRIP, DP, CP e martensíticos são classificados como aços automotivos de 1ª geração ou aços avançados de alta resistência convencionais (*Conventional AHSS*), enquanto que os aços de alta liga com  $R_m \times A$  de  $50 \pm 10$  GPa%, como os aços TWIP (Twinning-Induced Plasticity), e outros aços com microestrutura totalmente austenítica são classificados como sendo de 2ª geração ou U-AHSS (*Ultra-Advanced High Strength Steel*) [JIN, 2011; ZUIDEMA *et al*, 2001; MATLOCK; SPEER, 2009; BRANAGAN *et al*, 2013; SAMEK; KRIZAN, 2012].

O custo e a dificuldade na produção dos aços automotivos de 2ª geração representam uma evidente desvantagem quando comparados aos de 1ª geração. Este fato promoveu pesquisas mundiais de desenvolvimento dos aços automotivos de 3ª geração ou aços avançados de extra alta resistência (X-AHSS), cuja relação  $R_m \times A$  não é inferior a  $30 \pm 10$  GPa%, contudo, com um custo viável [JIN, 2011; TAMARELLI, 2011; BHAT, 2008]. A 3ª geração de aços avançados apresenta elevada resistência e ductilidade, com níveis de resistência à tração de 1,0 - 1,5 GPa, como pode ser observado na **Figura 1** [JIN, 2011; MATLOCK; SPEER, 2009].

Figura 1 – Desenvolvimento de aços avançados - 3ª geração (2017-2025)

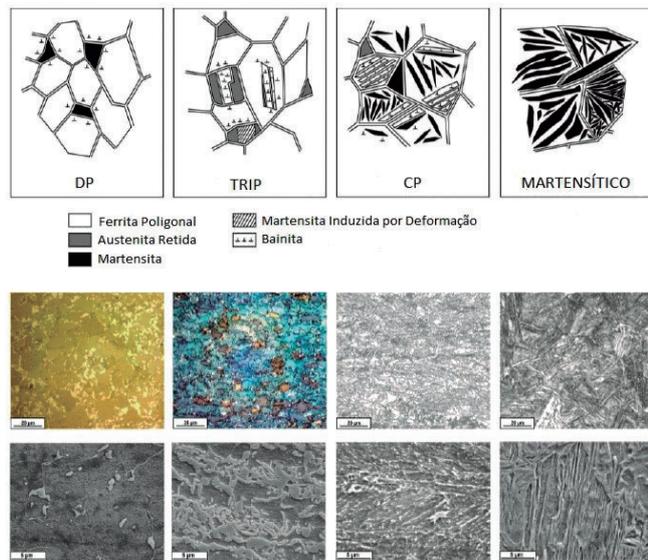


Fonte: Adaptado de ASTM A1088-13 (2013)

## 2 AÇOS AVANÇADOS - 1ª GERAÇÃO

Segundo Bhat (2008), a 1ª geração de AHSS inclui os aços assistidos pelo efeito TRIP, DP, CP, e martensíticos, **Figura 2**. Estes materiais envolvem combinações de liga e de processamento para produzir combinações microestruturais únicas, resultantes de ciclos de tratamentos térmicos que são especialmente importantes na produção destes materiais. Temperatura e taxas de resfriamento devem ser cuidadosamente controladas dentro de parâmetros rigorosos para desenvolver as microestruturas desejadas, como ilustrada pelo diagrama tempo-temperatura-transformação (TTT), **Figura 3** [ZUIDEMA *et al*, 2001; HÜSEYİN; HAWVA; CEYLAN,

Figura 2 – Caracterização das microestruturas dos AHSS - 1ª geração via microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura



Fonte: Adaptado de Granbon (2010)

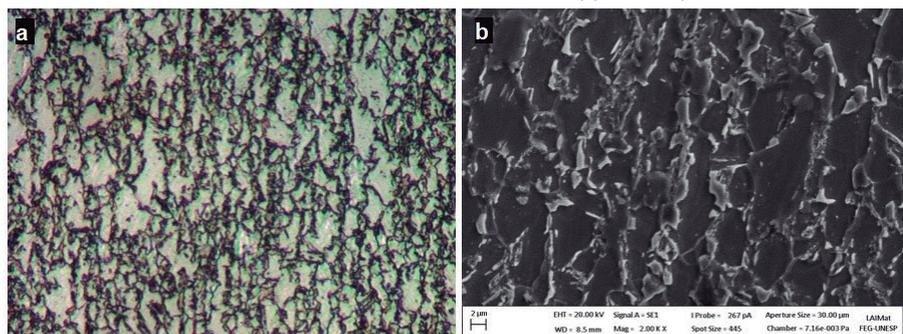
2010]. Elementos de liga como: alumínio, boro, nióbio, vanádio podem ser utilizados para otimizar a evolução microestrutural e as propriedades mecânicas dos AHSS.

### 2.1 Dual Phase Steels - DP

Segundo Sinha, Wu e Liu (2007), os aços DP possuem uma microestrutura que consiste essencialmente de ilhas de martensita ( $\alpha'$ ) dispersa em uma matriz macia de ferrita ( $\alpha$ ), **Figura 3**. Entretanto, austenita retida, perlita, carbonetos ou mesmo bainita podem ser fases presentes neste material de acordo com os parâmetros do recozimento intercrítico e a composição da liga [CAO *et al*, 2011; POLAT; ÖZTÜRK; TOROS, 2012; SUH *et al*, 2010; JACQUES *et al*, 2001; DURAND-CHARRE, 2004; MAŠEK, 2009; DIMATTEO *et al*, 2006].

Durante a produção dos aços DP, tanto através da laminação de tiras a quente como de recozimento contínuo, a matriz ferrítica se forma em primeiro lugar, enriquecendo a austenita remanescente com carbono e outros elementos de liga [DONG *et al*, 2011; HÜSEYİN; HAWVA; CEYLAN, 2010]. Esta, por sua vez, ganha temperabilidade suficiente para se transformar mais tarde em martensita, sob temperaturas bem mais baixas. Essa transformação posterior da martensita induz

Figura 3 – Microestrutura típica de um aço DP. Ataque: reagente Nital. (a) Microscopia Óptica 500x. Ferrita (Branco) e Martensita (Preto). (b) Microscopia Eletrônica de varredura.



Fonte: Próprio Autor (2019)

tensões residuais de compressão na matriz ferrítica, as quais facilitam o processo de escoamento e, dessa forma, reduzem o valor do limite de escoamento e suprimem a ocorrência de patamar. Um resfriamento lento após a formação da martensita pode proporcionar a redução da fragilidade da martensita recém-formada através de efeitos de revenido. Durante a deformação plástica o escoamento da matriz ferrítica através das “ilhas” de martensita encrua significativamente o material, contribuindo para aumentar sua resistência mecânica [DIMATTEO *et al*, 2006].

De acordo com Samek e Krizan (2012), esta classe de material apresenta uma série de características mecânicas que lhe assegura boa conformabilidade; escoamento contínuo; limite de escoamento (a 0,2% de deformação) entre 300 e 380 MPa; alto coeficiente de encruamento “n”, entre 0,2 e 0,3; baixa razão elástica, entre 0,5 e 0,6; e alongamento total superior a 27%. Possui um importante efeito BH (*bake hardening*) promovendo aumento do limite de escoamento durante o ciclo de cura no processo de pintura e alta resistência ao amassamento (*dent resistance*) em painéis externos [DONG *et al*, 2011; DIMATTEO *et al*, 2006]. A resistência deste aço atinge a faixa de 500 - 1200 MPa [KUZIAK; KAWALLA; WAENGLER, 2008].

## 2.2 Transformação Induzida por Plasticidade - TRIP

Os aços assistidos pelo efeito TRIP, transformação da austenita em martensita durante processo de deformação, possuem microestrutura complexa composta por diferentes fases: ferrita poligonal ( $\alpha$ ), bainita ( $\alpha_p$ ), martensita e austenita retida ( $\gamma$ ), como observado na Figura 4 [JANG; KIM; BHADESHIA, 2010; BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006]. Neste aço destaca-se o papel da austenita retida responsável pelo alto grau de encruamento do material e por sua vez permite atingir alta ductilidade mantendo elevada resistência [GRANBON, 2010; JANG; KIM; BHADESHIA, 2010; BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006; GIRAULT *et al*, 2001; ZHUANG, 2008; ARCELORMITTAL CATALOG, 2013; DOBRZANSKI; GRAJCAR; BOREK, 2009; SPEER; MATLOCK, 2002; ASTM A1079-13, 2013].

Os aços assistidos pelo efeito TRIP podem ser produzidos diretamente da laminação de tiras a quente, na qual o resfriamento lento da bobina garante o enriquecimento de carbono da austenita remanescente, ou laminados a frio e recozidos [DIMATTEO *et al*, 2006; SPEER; MATLOCK, 2002; ASTM A1079-13, 2013;

RYDE *et al*, 2012; LOMBARDO, 2011]. Atualmente, a resistência à tração dos aços assistidos pelo efeito TRIP produzidos comercialmente atingem cerca de 1000 MPa [BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006]. Esta classe de material possui superior comportamento ao impacto (crash test), excelente efeito BH e propriedades de resistência à indentação com espessuras reduzidas de chapas. Como um resultado da sua elevada capacidade de absorção de energia e de resistência à fadiga, os aços assistidos pelo TRIP são particularmente utilizados na produção de partes estruturais e peças de segurança automotiva, tais como barras de para choques, barras de proteção, travessas, vigas longitudinais, pilar B, reforços e soleiras [SARKAR, 2008; THYSSENKRUPP CATALOG, 2009; WORLD AUTO STEEL, 2014; GORNI, 2008; BHATTACHARYA, 2011].

## 2.3 Aços de fase complexa (Complex Phase Steels - CP)

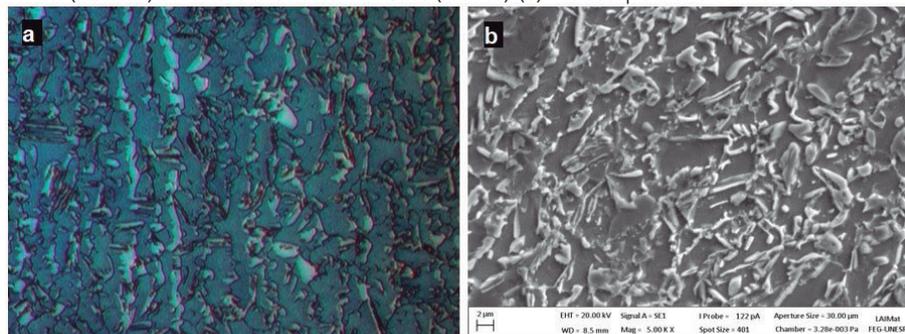
A microestrutura dos aços CP é multifásica e constituída de uma matriz ferrítica/bainítica contendo pequenas quantidades de austenita retida, ou perlita, ou ambos, conforme observado na Figura 5 [CHOI *et al*, 2010; DE COOMAN; CHIN; KIM, 2011].

A composição química dos aços CP, bem como sua microestrutura, é muito similar ao de aços assistidos pelo efeito TRIP. Os elementos de liga desempenham um papel importante na determinação da microestrutura, contribuindo para a resistência final do produto, exercendo efeito de retardamento sobre a austenita para transformação ferrítica levando a formação de bainita e martensita [RANA; LIU; RAY, 2013; GRAJCAR; KUZIAK; ZALECKI, 2012].

Em geral, os aços CP são produzidos através de processo de laminação a quente e resfriamento controlado. No entanto, tem sido proposta a obtenção desta classe de material através de laminação a frio, na qual o aço laminado a frio é recozido intercriticamente seguido de uma transformação isotérmica a uma temperatura superior à do início da temperatura de transformação martensítica a fim de controlar a reação bainítica [GRAJCAR; KUZIAK; ZALECKI, 2012]. Estes materiais exibem uma elevada taxa de escoamento, alta capacidade de absorção de energia, boa conformabilidade, e um baixo encruamento. Propriedades relativas à fadiga e ao dobramento são excelentes, devido a sua microestrutura mais homogênea o que resulta em menores deformações localizadas entre os seus microconstituintes. Apresentam excelentes características quanto à soldabilidade

(solda por pontos), bom comportamento quanto aos ensaios de expansão de furo [DONG *et al*, 2011]. A presença de significativa fração volumétrica de bainita neste material proporciona limites de resistência da ordem de 800 a 1000 MPa, com alongamento total de aproximadamente 10 - 15% [GRAJCAR; KUZIAK; ZALECKI, 2012]. Portanto, esse material é adequado para

Figura 4 – Microestrutura típica de um aço assistido pelo efeito TRIP. (a) Microscopia Óptica, ataque: reagente LePera 1000x. Ferrita (Azul); Bainita (Marrom) e Martensita e Austenita Retida (Branco). (b) Microscopia Eletrônica de Varredura.

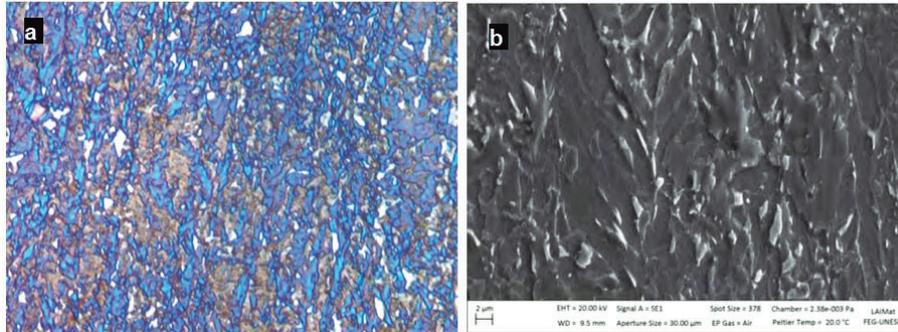


Fonte: Próprio Autor (2019)

a fabricação de peças automotivas relacionadas com a segurança, que exigem operações de dobramento, conformação perfilada de tiras a frio e outros tipos de conformação na qual alta tensão localizada ocorre como barras anticollisão em portas, para-choques e o chamado pilar "B" [GRANBON, 2010; DIMATTEO *et al*, 2006; CURTZE; KUOKKALA, 2010].

Outra maneira de se categorizar as ligas baseadas no sistema Fe-Mn-C refere-se ao mecanismo de transformação, ou seja, TRIP (*Transformation-Induced Plasticity*), TWIP (*Twinning-Induced Plasticity*) ou SIP (*Shear Band-Induced Plasticity*) – aços endurecíveis por banda de cisalhamento [BOUAZIZ; GUELTON, 2001; KIM *et al*, 2009]. Esses mecanismos de deformação encontram-se ilustrados na **Figura 7**.

**Figura 5** - Microestrutura típica de um aço CP. (a) Microscopia óptica, ataque: reagente LePera. Ferrita (Azul); Martensita (Marrom) e Austenita Retida (Branco). Fonte: Próprio Autor (2019) – Ferrita (Azul) Martensita e Bainita. (b) Microscopia Eletrônica de Varredura. Fonte: SAMPAIO (2011).



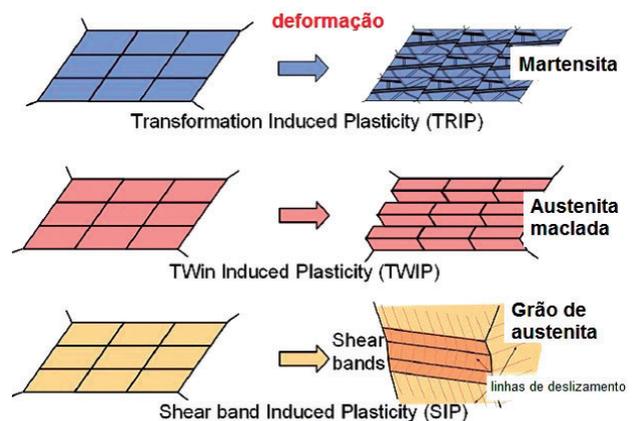
### 3.1 HMS - TWIP/HMS - TRIP

Segundo [DIMATTEO *et al*, 2006; ASTM A1079-13, 2013], do modo de deformação através de maclação mecânica, na qual a estrutura cristalina do aço é preservada, mas a região maclada é reorientada no processo, resultou uma classe de ligas ferrosas com extraordinária ductilidade, designadas pela sigla TWIP (*Twinning Induced Plasticity*).

### 3 AÇOS AVANÇADOS - 2ª GERAÇÃO

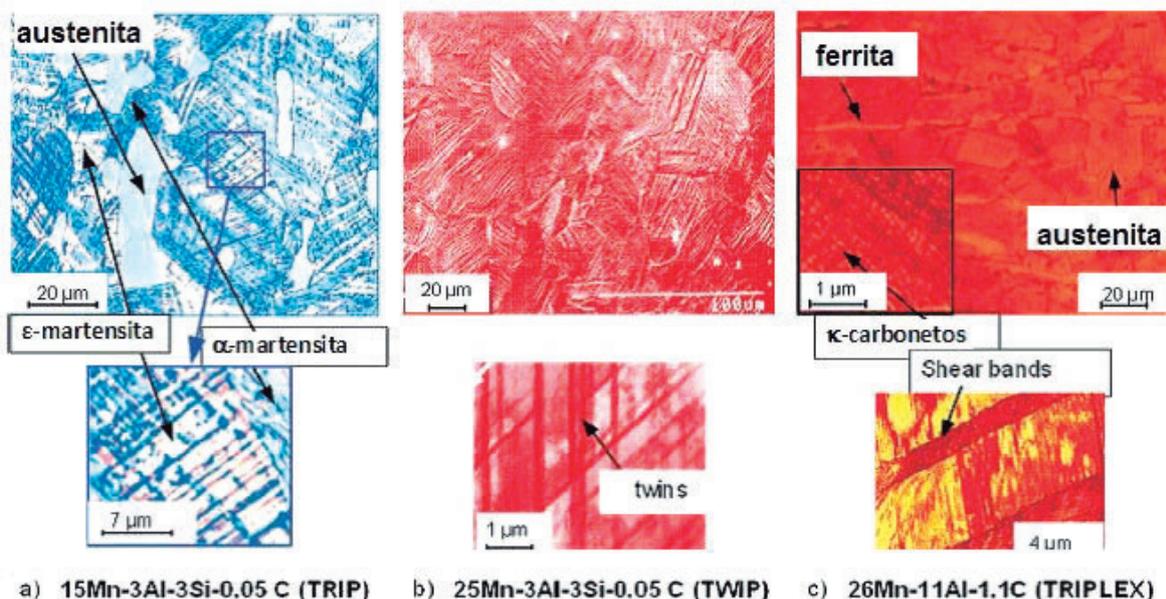
As ligas austeníticas de alta resistência classificadas como AHSS de 2ª geração são conhecidas como aços de baixa densidade (lightweight steels) e proporcionam um grande potencial para a indústria automotiva [DOBRZAŃSKI; BOREK, 2009; ASGHARI; ZAREI-HANZAKI; ESKANDARI, 2013]. Segundo [MATLOCK *et al*, 2012; CHEN; ZHAO; QIN, 2013], um novo grupo de aços com adições médias e altas de elementos de liga e com uma concentração de manganês de 12-35% em peso tem sido desenvolvido (*high manganese steel - HMS*). Este grupo de aços com alto teor de manganês pode ser dividido em aços TWIP, TRIP e TRIPLEX, **Figura 6** [CHEN; ZHAO; QIN, 2013]. O aço TWIP é o material mais desenvolvido nesta categoria [JIN, 2011; CAO *et al*, 2011].

**Figura 7** – Diferentes tipos de plasticidade induzida por deformação devido a mudanças microestruturais



Fonte: Adaptado de Li et al (2010)

**Figura 6** - Microestruturas de aços: (a) TRIP. (b) TWIP. (c) TRIPLEX.



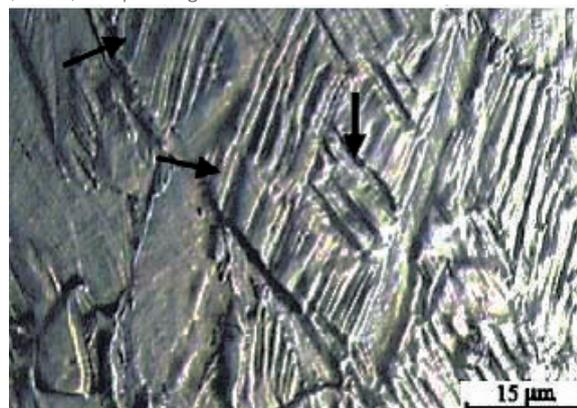
Fonte: [BOUAZIZ et al, 2001]

Esta plasticidade induzida por maclação, ou seja,  $\gamma \rightarrow \gamma_T^I$ , é observada em aços altamente ligados, **Figura 8**. Estes materiais eventualmente também podem apresentar um efeito TRIP mais sofisticado, através de ocorrência de múltiplas transformações martensíticas [CHEN; ZHAO; QIN, 2013; MAZANCOVÁ. 2008; FROMMEYER; BRÜX, 2006; HOWELL, 2009]:  $\gamma_{CFC} \rightarrow \epsilon_{hc}^{Ms} \rightarrow \alpha_{CFC}^{Ms}$ . Geralmente, as adições de alumínio às ligas ferrosas com alto teor de manganês aumentam a SFE (*Stacking Fault Energy*) da austenita e suprimem a transformação martensítica  $\gamma_{CFC} \rightarrow \epsilon_{hc}^{Ms}$ , enquanto o silício diminui a energia de falha de empilhamento e sustenta a transformação da fase martensítica [TAMARELLI, 2011; CHEN; ZHAO; QIN, 2013; FROMMEYER; BRÜX, 2006; HOWELL, 2009].

O mecanismo TWIP ocorre na austenita estável quando a  $\Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon}$  (energia livre de Gibbs) da reação martensítica é positiva (110-250 J/mol) e a SFE é relativamente baixa (20-25 mJ/m<sup>2</sup>). Já o efeito TRIP se revela na austenita metaestável quando  $\Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon}$  é negativa (- 20 J/mol) e SFE  $\leq 16$  mJ/m<sup>2</sup> [DIMATTEO *et al*, 2006; FROMMEYER; BRÜX, 2006; SPEER *et al*, 2011; DE MOOR *et al*, 2011; GIBBS *et al*, 2011].

Os aços TWIP apresentam tipicamente uma relação RmxA entre 40 - 60 GPa% [LIU *et al*, 2015]. Possuem alta tenacidade, mantendo fratura dúctil na faixa de temperaturas entre -196°C e 400°C [DIMATTEO *et al*, 2006]. Por plasticidade induzida por maclação, estes aços atingem excelente combinação de propriedades mecânicas, o que os torna muito atraente para aplicações automotivas, especialmente onde é necessária alta resistência e alta ductilidade. Estes aços são ideais para a fabricação de peças automotivas complexas, como, longarinas [DE MOOR *et al*, 2011].

**Figura 8** – Microscopia óptica de um aço laminado a quente, após deformação a 300°C. As setas indicam a ocorrência de maclas (TWINS). Ataque: reagente Nital



Fonte: [GIBBS *et al*, 2011]

### 3.2 Aços TRIPLEX

Os aços triplex contém entre 0,5-1,2% C, 18-28% Mn e 9-12% Al [CHEN; ZHAO; QIN, 2013; DE MOOR *et al*, 2008; DE MOOR *et al*, 2012]. Estes aços possuem uma microestrutura trifásica consistindo de grãos de austenita [ $\gamma$ -Fe (Mn,Al,C)], dispersão de nano  $\kappa$ -carbonetos [(Fe,Mn)<sub>3</sub>AlC] e ferrita ( $\alpha$ -Fe(Mn,Al,C)) em diferentes frações volumétricas. Li *et al* (2010) sugeriram que a presença de nanopartículas de precipitados de

carbonetos (Fe,Mn)<sub>3</sub>AlC é responsável pela formação de bandas de cisalhamento, acompanhados por deslizamento planar, resultando em uma plasticidade melhorada pelo assim chamado SIP [DOBRZAŃSKI; BOREK, 2009; DE MOOR *et al*, 2012; SANTOFIMIA *et al*, 2008]. Apresentam densidade específica entre 6,4 e 7,1 g/cm<sup>3</sup> e podem oferecer uma resistência à tração de 600 MPa a 2000 MPa, alongamento total de 25% - 70%, alta energia de absorção (0,43J/mm<sup>3</sup>) e taxa de deformação de 10<sup>2</sup>s<sup>-1</sup> [SANTOFIMIA, 2008]. Apesar dos aços TRIPLEX oferecerem à indústria automotiva uma interessante combinação de propriedades mecânicas e de peso reduzido, nenhuma aplicação em carrocerias automotivas tem sido considerada até agora [CAO, 2011; CHEN; ZHAO; QIN, 2013].

### 4 AÇOS AVANÇADOS - 3ª GERAÇÃO

Segundo Speer (2011), a 3ª geração de AHSS encontra-se no estágio conceitual ou de desenvolvimento inicial, e os requisitos de propriedades específicas ainda não estão estabelecidos. O principal fator que descreve esta nova geração de materiais é "NanoSteel" [ASTM A1088-13, 2013]. De acordo com Kim, Suh e Kim (2013), a 3ª geração de AHSS combina as vantagens das estruturas multifásicas (características da 1ª geração) e fase austenítica, especialmente adequado para melhorar diferentes mecanismos de endurecimento, transformação martensítica induzida por deformação e maclação mecânica (característica da 2ª geração de AHSS).

Algumas estratégias para a obtenção destes aços estão sendo desenvolvidas e incluem: processamento para melhorar as propriedades dos aços DP, modificações no processamento de aços TRIP tradicionais, desenvolvimento de aços de alta resistência com microestruturas bainíticas ultrafinas, implementação de novas rotas de processamento - desenvolvimento de aços TRIP/TWIP com médio teor de manganês e têmpera e partição (*Quenching & Partitioning* - Q&P) [ZUIDEMA *et al*, 2001; CAO *et al*, 2011; SPEER *et al*, 2011; KIM; SUH; KIM, 2013; DE MOOR, 2011; GIBBS *et al*, 2011]. Portanto, para perspectivas futuras têm-se o desenvolvimento de técnicas que visam modificar e melhorar os aços desenvolvidos na 2ª e 1ª geração.

#### 4.1 Têmpera e Partição (Quenching & Partitioning - Q&P)

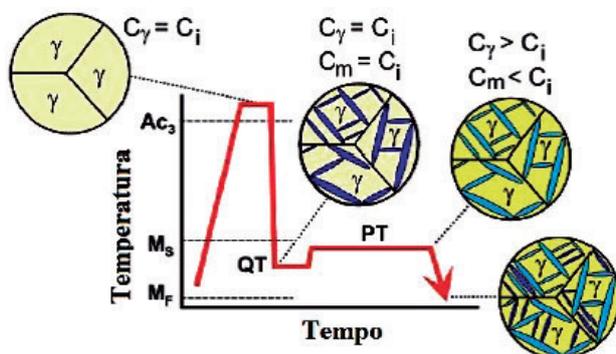
De acordo com [LIU *et al*, 2015; PASTORE *et al*, 2011], apesar de as pesquisas em Q&P ainda encontrarem-se em progresso, os primeiros resultados sugerem a possibilidade de se obter aços com propriedades mecânicas adequadas para aplicações que visam aumentar a segurança e economia de combustível a custos acessíveis. Têmpera e Partição (Q&P) foi proposto por [SPEER *et al*, 2011; SPEER *et al*, 2003] como um novo método para produzir aços martensíticos contendo níveis elevados de austenita retida. De acordo com [DE MOOR, 2008; DE MOOR, 2012; LI *et al*, 2010], o elevado volume de fração da austenita retida resulta na melhor resistência e ductilidade do material.

O processo, que se mostra esquematicamente na **Figura 9**, consiste em um tratamento térmico de duas etapas: inicialmente, o aço é temperado a uma temperatura pré-determinada (QT), para produzir uma microestrutura parcialmente martensítica, parcialmente

austenítica. Na etapa seguinte, conhecida como particionamento, ocorre o transporte de carbono da martensita supersaturada para a austenita. Assim, a austenita estabilizada de carbono é retida na microestrutura após o final da têmpera à temperatura ambiente. O particionamento pode ser realizado a uma temperatura mais elevada do que a do intervalo QT, o chamado Q&P em dois estágios, ou mantendo a temperatura de têmpera, Q&P em um estágio [MATLOCK et al, 2012; BHAT, 2008; BHATTACHARYA, 2011; SANTOFIMIA, 2008; SPEER *et al*, 2011; LIU *et al*, 2015].

A microestrutura de um aço obtido pelo processo Q&P analisada por microscopia eletrônica de transmissão pode ser observada na **Figura 12**. A microestrutura consiste de finas ripas de martensita separadas por austenita retida [DE MOOR, 2008].

**Figura 9** – Representação esquemática do processo Q&P em dois estágios



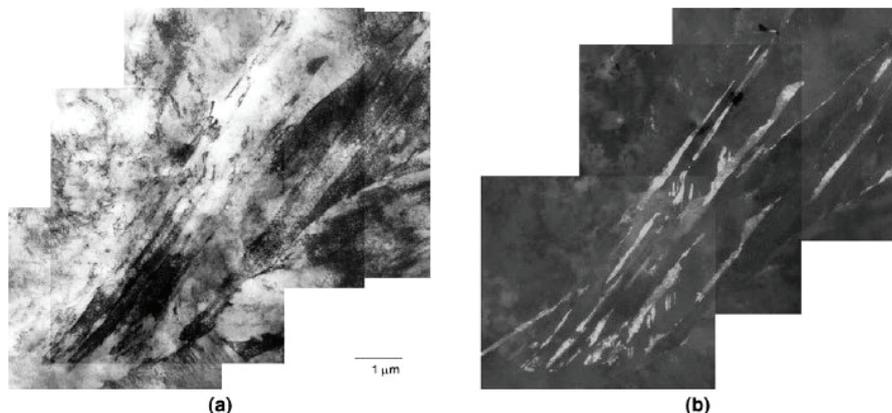
Fonte: [ZUDEMA et al, 2001]

A fim de melhorar a resistência dos aços e manter adequada ductilidade, o processo de têmpera-partição-revenimento (quenching-partitioning-tempering Q-P-T) também tem sido desenvolvido para modificar a tecnologia Q&P [LIU *et al*, 2015].

## 5 CONCLUSÃO

A partir da literatura revista nesse artigo, uma série de observações podem ser feitas. Em primeiro lugar, os aços avançados de alta resistência de 1ª geração possuem amplo espaço na indústria automobilística, e a tecnologia empregada para o desenvolvimento

**Figura 10** – Microscopia Eletrônica de Transmissão da microestrutura de um aço Q&P. (a) imagem obtida em campo claro. (b) imagem obtida em campo escuro



Fonte: [DE MOOR et al, 2012]

de suas microestruturas multifásicas já estão bem consolidadas. Os aços avançados de 2ª geração alcançaram propriedades excelentes de resistência mecânica e ductilidade a custo da inserção de uma quantidade, relativamente alta, de elementos de liga. Apesar de não obter um espaço de aplicação nas carrocerias automotivas, as novas técnicas desenvolvidas no processamento dos materiais, para obtenção de microestruturas mais duras e estáveis, criaram uma possibilidade ímpar para o surgimento de novas ligas com resistência superior aos aços da 1ª geração.

Essas novas técnicas juntamente com os conceitos de microestrutura multifásica já estão sendo empregadas no desenvolvimento de novos aços, os de 3ª geração, e o número de aplicações em peças na carroceria dos automóveis tende a crescer assim como a segurança e eficiência dos novos veículos.

## 6 AGRADECIMENTOS

Os autores gostariam de agradecer à Universidade Estadual Paulista – UNESP, ao Departamento de Materiais e Tecnologia, ao Departamento de Química, ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e à CAPES e CNPQ pelos recursos fornecidos.

## REFERÊNCIAS

- ANGELI, J.; FÜREDER, E; KNEISS, A. C. Etching techniques for characterizing the phases of low-alloy dual-phase and TRIP steels. *Prakt. Metallog, München*, v.43, n.4, p.127-142, Feb. 2006.
- KUZIYAK, R.; KAWALLA, R.; WAENGLER, S. Advanced high strength steels for automotive industry. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, n.2, v. 8, p. 103-117, 2008.
- SAMEK, L.; KRIZAN, D. Steel – material of choice for automotive lightweight applications. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON METALLURGY AND MATERIALS, 22, 2012, Brno. Proceedings... Brno: Thomson Reuters, 2012. Disponível em: <http://is.muni.cz/repo/981550/papers\_en.htm>. Acesso em: 20 set. 2013.
- SHAW, J. R.; ZUIDEMA, B. K. New High strength steels help automakers reach future goals for safety, affordability, fuel efficiency and environmental responsibility. In: INTERNATIONAL BODY ENGINEERING CONFERENCE & EXPOSITION, 2001, Detroit. . SAE Paper 2001-01-3041. Detroit: SAE International, 2001.

MATLOCK, D. K. et al. Recent development in advanced high strength steels for automotive applications: an overview. *JESTECH*, v.15, n.1, p.1-12, 2012.

DONG, H. et al. On the performance improvement of steels through M3 structure control. In: WENG, Y.; DONG, H.; GAN, Y. (Ed.) *Advanced steel: the recent scenario in steel science and technology*. 1st ed. Beijing: Springer-Verlag GmbH Berlin Heidelberg, 2011. cap. 6, p. 35-57.

HAN, H. N. et al. Design method for TRIP-aided steel based on a microstructure-based modelling for transformation-induced plasticity and mechanically induced martensitic transformation. **Materials Science and Engineering A**, n.499, p.462-468, 2009.

JIN, Y. S. Development of advanced high strength steels for automotive applications. **La metallurgia italiana**, n.6, p. 43-48, 2011.

ZUIDEMA, B.K. et al. New High Strength Steels Applied to the Body Structure of ULSABAVC. In: INTERNATIONAL BODY ENGINEERING CONFERENCE & EXPOSITION, 2001, Detroit. SAE Paper 2001-01-3042. Detroit: SAE International, 2001.

MATLOCK, D. K.; SPEER, J. G. Third generation of AHSS: microstructure design concepts. In: HALDAR, A.; SUWAS, S.; BHATTACHARJEE, D. (Ed.). Microstructure and texture in steels and other materials. 1st ed. London: Springer-Verlag GmbH Berlin Heidelberg, 2009. cap.11, p. 185-205.

BRANAGAN, D. J. et al. Material breakthroughs leading toward next generation AHSS. In: INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON NEW DEVELOPMENTS IN ADVANCED HIGHSTRENGTH SHEET STEELS. 2013, Vail. Proceedings... Vail: AIST, 2013. CD-ROM.

SAMEK, L.; KRIZAN, D. Steel - material of choice for automotive lightweight applications. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON METALLURGY AND MATERIALS, 22, 2012, Brno. Proceedings... Brno: Thomson Reuters, 2012. Disponível em: <[http://is.muni.cz/repo/981550/papers\\_en.htm](http://is.muni.cz/repo/981550/papers_en.htm)>. Acesso em: 20 set. 2013.

TAMARELLI, C. M. AHSS 101: the evolving use of advanced high-strength steels for automotive applications. Steel Market Development Institute. Michigan: AISI, 2011. 45p. Disponível em: <[www.autosteel.org](http://www.autosteel.org)>. Acesso em: 13 ago. 2013.

BHAT, S. P. Advances in High Strength Steels For Automotive Applications. ArcelorMittal Global R&D. Chicago. 2008. Disponível em: <<http://www.autosteel.org/~media/Files/Autosteel/Great%20Designs%20in%20Steel/GDIS%202008/12%20-%20Advances%20in%20AHSS%20for%20Automotive%20Applications.pdf>>. Acesso em: 15 ago. 2013.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM A1088-13: Standard Specification for Steel, Sheet, Cold-Rolled, Complex Phase (CP), Dual Phase (DP) and Transformation Induced Plasticity (TRIP). 2013.

HÜSEYİN, A.; HAWVA, K. Z.; CEYLAN, K. Effect of intercritical annealing parameters on dual phase behavior of commercial low-alloyed steels. **Journal of Iron and Steel Research, International**, v. 17, n.4, p.73-78, 2010.

GRANBON, Y. Structure and mechanical properties of dual phase steels – an experimental and theoretical analysis. 2010. 56f. Thesis (Doctorate in Materials Science and Engineering – Mechanical Metallurgy) – Royal Institute of Technology, KTH Royal Institute of Technology, Stockholm, 2010.

SINHA, A. K.; WU, C.; LIU, G. Steel Nomenclature. In: TOTTEN, G. E. (Ed.) Steel heat treatment: metallurgy and technology. 2nd ed. New York: CRC Press, 2007. cap. 1, p.1-89.

CAO, W. et al. The 3rd generation automobile sheet steels presenting with ultrahigh strength and high ductility. In: WENG, Y.; DONG, H.; GAN, Y. (Ed.). Advanced steel - the recent scenario in steel science and technology. 1st ed. Beijing: Springer-Verlag GmbH Berlin Heidelberg, 2011. cap. 22. p. 209-227.

POLAT, A.; ÖZTÜRK, F.; TOROS, S. The effects of strain rate and temperature on the mechanical properties of TRIP800 steel. In: INTERNATIONAL IRON & STEEL SYMPOSIUM, 2012, Karabük. Proceedings... Karabük: Karabük University, 2012. Disponível em: <<http://iiss12.karabuk.edu.tr/papers/iiss12.pdf>>. Acesso em: 25 mar. 2013.

SUH, D. et al. Influence of Al on the microstructural evolution and mechanical behavior of low carbon, manganese transformation-induced plasticity steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 41, p.397-408, 2010.

JACQUES, P. J. et al. The developments of cold-rolled TRIP-assisted multiphase steels. Low silicon TRIP-assisted multiphase steels. **ISIJ International**, v.41, n.9, p. 1061-1067, 2001.

DURAND-CHARRE, M. Plain Carbon and Low Alloy Steels. In: \_\_\_\_\_. Microstructure of Steels and Cast Irons. Berlin: Springer-Verlag, 2004. p.289-296.

MAŠEK, B.; STAŇKOVÁ, H.; NOVÝ, Z.; MEYER, L.W.; KRACÍK, W. The influence of thermomechanical treatment of TRIP steel on its final microstructure. **Journal of Materials Engineering and Performance**. v.18, n.4, p.385-389, June 2009.

DIMATTEO, A. et al. Microstructures and properties of transformation induced plasticity steels. *la metallurgia italiana*. p. 37-41, 2006.

JANG, J. H.; KIM, I. G.; BHADESHIA, H. K. D. H.  $\epsilon$ -carbide in alloy steels: first-principles assessment. **Scripta Materialia**, v. 6, p. 121-123, 2010.

BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. W. K. Thermomechanical treatment of steels. In: \_\_\_\_\_. Steels: microstructure and properties. London: Elsevier Ltd, 2006. p. 209-234.

GIRAULT, E. et al. Comparison of the effects of silicon and aluminium on the tensile behavior of multiphase TRIP-assisted steels. **Scripta Materialia**, v. 44, p.885 - 892, 2001.

ZHUANG, L.; DI, W. Influence of hot rolling conditions on the mechanical properties of hot rolled TRIP steel. **Journal of Wuhan University of Technology-Master**, v.23, n.1, p.74-79, feb. 2008.

ARCELORMITTAL CATALOG, Transformation Induced Plasticity Steel – Automotive Worldwide, European Edition, 2013.

DOBZANSKI, L. A.; GRAJCAR, A.; BOREK, W. Microstructure evolution of highmanganese steel during the thermomechanical processing. **Archives of Materials Science and Engineering**, v. 37, n.2, p.69-76, June 2009.

SPEER, J. G.; MATLOCK, D. K. Recent developments in low-carbon sheet steels. **Journal of Metals - JOM**, New York, p.19-24, Jul. 2002.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM A1079-13: Standard specification for steel sheet, Complex Phase (CP), Dual Phase (DP) and Transformation Induced Plasticity (TRIP), zinc-coated (galvanized) or zinc-iron alloy-coated (galvannealed) by the hot-dip process. 2013.

RYDE, L. et al. Cold-rolled complex-phase (CP) steel grades with optimized bendability, stretch-flangeability and anisotropy (CP-Steels) - Final report. Luxembourg: European Commission - Research Fund for Coal and Steel, 2012. 116p.

LOMBARDO, S. Estudo do envelhecimento após deformação em um aço Complex Phase. 2011. 145f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica – Projetos e Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2011.

SARKAR, S. Microstructural evolution model for hot strip rolling of a Nb-Mo Complex Phase steel. 2008. 161f. Thesis (Doctor of Philosophy – Materials Engineering), University of British Columbia, 2008.

THYSSENKRUPP CATALOG – Complex Phase Steels CPW e CPK, ThyssenKrupp Steel Europe, 2009.

WORLD AUTO STEEL. Advanced High Strength Steel - Application Guidelines. Version 5.0. 2014. 276p. Disponível em: <<http://www.worldautosteel.org/projects/advanced-highstrength-steel-application-guidelines/>>. Acesso em: 2 fev. 2015.

GORNI, A. A. Aços avançados de alta resistência: microestrutura e propriedades mecânicas. Corte & Conformação de Metais, p. 26-57, dez. 2008.

BHATTACHARYA, D. Metallurgical perspectives on advanced sheet steels for automotive applications. In: WENG, Y.; DONG, H.; GAN, Y (Ed.). Advanced steels - the recent scenario in steel science and technology. 1st ed. Beijing: Springer-Verlag GmbH Berlin Heidelberg, 2011. cap.18, p. 163-175.

CHOI, K. et al. Effect of aging on the microstructure and deformation behavior of austenite base lightweight Fe-28Mn-9Al-0,8C steel. *Scripta Materialia*, v.63, p. 1028-1031, 2010.

DE COOMAN, B. C.; CHIN, K.; KIM, J. High Mn TWIP steels for automotive industry. In: CHIABERGE, M. (Ed.). New Trends and developments in automotive engineering. 1st ed. Índia: InTech, 2011. p.101-127. Disponível em: <[www.intechopen.com](http://www.intechopen.com)>. Acesso em: 10 set. 2013.

SAMPAIO, M. M. Caracterização em impacto e fadiga do aço estrutural de fases complexas, utilizado na indústria automotiva. 2011. 176f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica – Projetos e Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2011.

RANA, R.; LIU, C.; RAY, R. K. Low-density low-carbon Fe-Al ferritic steels. *Scripta Materialia*, n. 68, p.354-359, 2013.

GRAJCAR, A.; KUZIAK, R.; ZALECKI, W. Third generation of AHSS with increased fraction of retained austenite for the automotive industry. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, v.12, p. 334-341, 2012.

CURTZE, S.; KUOKKALA, V. T. Dependence of tensile deformation behavior of TWIP steels on stacking fault energy, temperature and strain rate. *Acta Materialia*, n.58, p.5129-5141, 2010.

DOBZJAŃSKI, L. A.; BOREK, W. Processes forming the microstructure evolution of highmanganese austenitic steel in hot-working conditions. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. v.37, n.2, p. 397-407, Dec. 2009.

ASGHARI, A.; ZAREI-HANZAKI, A.; ESKANDARI, M. Temperature dependence of plastic deformation mechanisms in a modified transformation-twinning induced plasticity steel *Materials Science and Engineering A*, n.579, p.150-156, 2013.

CHEN, L.; ZHAO, Y.; QIN, X. Some aspects of high manganese twinning-induced plasticity (TWIP) steel, a review. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, v.26, n.1, p. 1-15, Feb. 2013.

BOUAZIZ, O.; GUELTON, N. Modelling of TWIP effect on work-hardening. *Materials Science and Engineering A*, v. 319-321, p.246-249, 2001.

KIM, H.S. et al. State-of-the-science of high manganese TWIP steels for automotive applications. In: HALDAR, A.; SUWAS, S.; BHATTACHARJEE, D. (Ed.). Microstructure and texture in steels and other materials. 1st ed. London: Springer-Verlag GmbH Berlin Heidelberg, 2009. cap.10, p. 165-183.

MAZANCOVÁ, E. Properties of high manganese Fe-Mn-Al-C alloys. In: INTERNATIONAL RESEARCH/EXPERT CONFERENCE - Trends in the development of machinery and associated technology, 12, 2008, Istanbul. Proceedings... Istanbul: TMT, 2008. p. 221-224.

FROMMEYER, G.; BRÜX, U. Microstructures and mechanical properties of high-strength Fe-Mn-Al-C light-weight TRIPLEX steels. *Steel Research International*, v.77, n.9-10, p. 627-633, 2006.

HOWELL, R. A. Microstructural influence of dynamic properties of age hardenable FeMnAl alloys. 2009. 249f. Dissertation (Doctor of Philosophy in Metallurgical Engineering) – Faculty of the Graduate School - Missouri University of Science and Technology, Missouri, 2009.

SPEER, J. G. et al. Analysis of microstructure evolution in quenching and partitioning automotive sheet steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*. v. 42A, p. 3591-3601, Dec. 2011.

DE MOOR, E. et al. Austenite stabilization through manganese enrichment. *Scripta Materialia*. v.64, p. 185-188, 2011.

GIBBS, P. J. et al. Austenite stability effects on tensile behavior of manganese-enriched austenite transformation induced plasticity steel. *Metallurgical and Materials Transactions* v. 42A, p. 3691-3702, Dec. 2011.

LIU, H. et al. An ultrahigh strength steel with ultrafine-grained microstructure produced through intercritical deformation and partitioning process. *Materials & Design*. v.83, p. 760-767, 2015.

DE MOOR, E. et al. Effect of retained austenite stabilized via quench and partitioning on the strain hardening of martensitic steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**. v.39A, p. 2586-2595, Nov. 2008.

DE MOOR, E. et al. Quenching and partitioning of CMnSi steels containing elevated manganese levels. **Steels Research International**. v.83, n.4, p. 322-327, 2012.

LI, H. Y. et al. Microstructure and mechanical properties of an ultrahigh-strength 40SiMnNiCr steel during the one-step quenching and partitioning process. **Metallurgical and Materials Transactions A**. v.41A, p. 1284-1300, May 2010.

SANTOFIMIA, M. J. et al. Characterization of the microstructure obtained by the quenching and partitioning process in a low-carbon Steel. **Materials Characterization**, n.59, p.1758-1764, 2008.

SPEER, J. G. et al. Analysis of microstructure evolution in quenching and partitioning automotive sheet steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**. v. 42A, p. 3591-3601, Dec. 2011.

KIM, H. S.; SUH, D.; KIM, N. J. Fe-Al-Mn-C lightweight structural alloys: a review on the microstructures and mechanical properties. **Science and Technology of Advanced Materials**, v. 14, p. 1-11, 2013.

DE MOOR, E. et al. Austenite stabilization through manganese enrichment. **Scripta Materialia**. v. 64, p. 185-188, 2011.

GIBBS, P. J. et al. Austenite stability effects on tensile behavior of manganese-enriched austenite transformation induced plasticity steel. **Metallurgical and Materials Transactions** v.42A, p. 3691-3702, Dec. 2011.

LIU, H. et al. An ultrahigh strength steel with ultrafine-grained microstructure produced through intercritical deformation and partitioning process. **Materials & Design**. v.83, p. 760-767, 2015.  
PASTORE, E. et al. Experimental investigation on low-carbon quenched and partitioned steel. **la metallurgia italiana**, n.9, p. 25-35, 2011.

SPEER, J. G. et al. Carbon partitioning into austenite after martensite transformation. **Acta Materialia**, n.51, p.2611-2622, 2003.

DE MOOR, E. et al. Effect of retained austenite stabilized via quench and partitioning on the strain hardening of martensitic steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**. v.39A, p. 2586-2595, Nov. 2008.

DE MOOR, E. et al. Quenching and partitioning of CMnSi steels containing elevated manganese levels. **Steels Research International**. v.83, n.4, p. 322-327, 2012.

LI, H. Y. et al. Microstructure and mechanical properties of an ultrahigh-strength 40SiMnNiCr steel during the one-step quenching and partitioning process. **Metallurgical and Materials Transactions A**. v.41A, p. 1284-1300, May 2010.