



CONEM 2016
CONGRESSO NACIONAL DE
ENGENHARIA MECÂNICA

21 - 25
AGOSTO DE 2016
FORTALEZA - CEARÁ

ESTADO DA TÉCNICA E DA ARTE DA PRODUÇÃO DO AÇO DUAL PHASE DP600

Filipe José Pereira Prince Nascimento, flipeprince@globbo.com¹

Adauto Martins de Assis, adauto@metal.eeimvr.uff.br¹

Antonio José Oliveira Cabral, ajoc@metal.eeimvr.uff.br¹

¹Universidade Federal Fluminense, Av. dos Trabalhadores, 420, Vila Santa Cecília, Volta Redonda - RJ - Brasil, CEP: 27255-125

Resumo: À todo momento, a indústria automobilística se atenta, tanto na diminuição de custos de seus insumos, quanto na melhoria contínua de seus produtos e de seus processos. No contexto dos insumos, um amplamente utilizado é o aço, se destacando a classe dos aços avançados de alta resistência, em especial, os aços bifásicos, ou Dual Phase, os quais são muito relevantes na implicação da redução em massa dos componentes veiculares, influenciando na economia de seu combustível utilizado, sem alterar as propriedades envolvidas no seu processo nem os aspectos de segurança de seus ocupantes. Isto é devido ao fato destes tipos de aço apresentarem os grãos de sua estrutura em duas fases: Uma matriz ferrítica, onde sua ductilidade concerne uma excelente taxa de alongação, e ilhas de martensita, que fornece uma maior rigidez ao material. Um exemplo de um aço utilizado neste ramo é o aço bifásico DP 600, pois tem sido amplamente utilizado internacionalmente e, no Brasil, há uma forte tendência de mercado em sua implementação nas linhas de produção. Diante desse aspecto, as siderúrgicas são forçadas a adequar seus parâmetros de processo, afim de fabricar um produto com melhores propriedades para se destacar no mercado e gerar dividendos. Para o processamento de laminação a quente do aço DP 600, que possui limite de resistência a tração em torno de 600 MPa, são exigidas condições muito peculiares de processo, pois se o encruamento gerado pelo processo ocorrer em demasia, a quantidade de grãos refinados aumenta e mais ilhas de martensita são criadas, devido ao fator de concentração de tensões. No contexto do processamento deste material, uma soldagem de resistência elétrica a topo por centelhamento é requerida para que o processo se torne contínuo, porém ocasiona cada vez mais uma alta concentração de tensões na região do cordão de solda, seguindo-se o sentido do metal de base para o centro do cordão, devido ao maior refinamento dos grãos e conseqüente endurecimento causado pela maior formação de martensita em seu núcleo. Diante disso, um processo de tratamento térmico por revenimento se faz necessário para fornecer um alívio de tensões em todas as regiões de interesse. Esse alívio de tensões é gerado pelo constante crescimentos dos grãos, e conseqüentemente pelo escorregamento das discordâncias pelos planos atômicos, sendo minimizados defeitos de empilhamento, influenciando, enfim, no aumento da tenacidade das chapas.

Palavras-chave: Aços Avançados de Alta Resistência, Soldagem FBW, Tratamentos Térmicos

1. INTRODUÇÃO

As tendências atuais de desenvolvimento econômico apontam para uma demanda futura de recursos naturais incapaz de ser atendida pelo planeta, tanto em termos de fornecimento de matérias-primas, quanto de absorção dos resíduos originados por toda a cadeia produtiva, inclinando a uma constante inovação da noção de cadeia de responsabilidade, devido ao grau de importância das questões ambientais, sendo assim, uma adequação do ramo fabril de bens consumíveis deve ser aplicada, seja por fatores legislativos ou por visibilidade da empresa, o que acarreta na ampliação de sua competitividade no mercado, mesmo com escassos recursos.

Inúmeras regulamentações ambientais, relativas à produção em geral, têm sido criadas como, por exemplo, as regulamentações européias para selos verdes, aplicadas a partir dos resultados dos estudos de ciclo de vida para diferentes produtos, conforme relata Perez (2008).

Essa tendência influi também no setor automobilístico, que visa a máxima redução no peso de seus veículos, sem afetar a segurança da estrutura, visando a redução de emissão de poluentes. Essa exigência tem se tornado, cada vez maior, fator preponderante na busca pela pesquisa e pelo desenvolvimento de novos e melhores, produtos e processos.

Materiais alternativos como alumínio, magnésio e polímeros, podem pesar menos que aços avançados de alta resistência, porém, é necessário despendar mais energia para produzi-los, criando até 20 vezes mais emissões de gases por Kg de material, quando comparado com os aços. Em comparativo, tanto as produções de aço quanto as de alumínio liberam dióxido de carbono, porém, com uma diferença: na do alumínio há também a liberação de perfluorcarbono (PFC), o qual é um composto nocivo à saúde do homem. Outro fator é a quantidade de energia disposta para reciclar, ou reutilizar, a chamada produção secundária, que é duas vezes maior para o alumínio do que para o aço comum ou o AHSS - sigla em inglês para Aços Avançados de Alta Resistência, segundo citam Carlsson *et al.* (1984).

Tal referida classe de aços revela um importante potencial na finalidade de redução de peso dos veículos, sendo indicados os aços *dual phase*, os quais apresentam uma excelente combinação entre conformabilidade a frio, soldabilidade e resistência mecânica, em comparação aos aços com baixo teor de carbono convencionais e aos de alta resistência de baixa liga (ARBL), por exemplo. Este comportamento se deve ao fato da microestrutura de um aço *dual phase* ser composta de uma dispersão de partículas de martensita, fase dura, em uma matriz ferrítica, fase macia e dúctil. Uma relação equilibrada entre as frações de ferrita e de martensita tem sido relatada como sendo um dos fatores para a determinação das propriedades mecânicas destes graus de aço. Além disso, indica-se que outros fatores incluem a morfologia e o teor de carbono das ilhas de martensita e a condição de deformação da ferrita (onde as discordâncias e os tamanhos de grão são aspectos bastante consideráveis), segundo relatam Ramazani *et al.* (2013) e Cardoso (2016).

Segundo afirma Marra (2008), a indústria automobilística é um grande cliente, em especial, do aço DP600 (e tem se aperfeiçoado cada vez mais a utilizá-lo ou outros aços dessa classe), pois com o ganho em propriedades mecânicas e metalúrgicas de sua estrutura, haverá viabilização na redução do consumo de combustível dos veículos, pois haverá uma redução em massa na estrutura, sem ferir às normas de segurança do veículo. Enfim, haverá melhor rendimento, inferindo no ganho de uma melhor competitividade no mercado, gerando-se mais valor, tanto para o meio ambiente, quanto para a cadeia produtiva e a sociedade em geral.

A Fig. 1 permite visualizar a aplicação, segundo a legenda e o desenho tridimensional, dos componentes estruturais do chassi de um veículo leve produzidos a partir de algumas classes de aços, que são: Doces, de Baixa Liga com tratamento *Bake Hardening*, e de Baixa Liga Convencionais, Bifásicos DP600, DP800 e DP1000 e Martensíticos ao Boro. Observa-se que, para esta aplicação do aço DP600, os componentes são soleira do painel, junção da coluna do cockpit do motorista, parcela da soleira das portas traseiras e junção da coluna traseira do chassi.

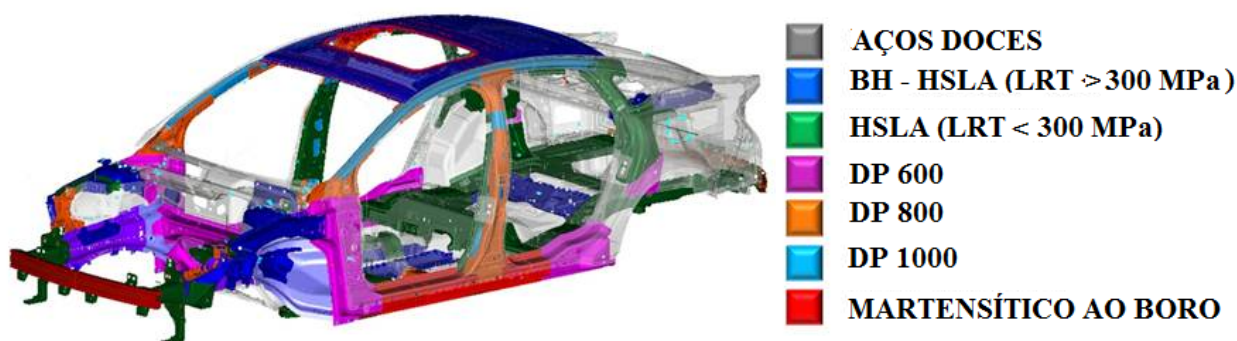


Figura 1. Desenho tridimensional indicando a aplicação de algumas classes de Aços Avançados de Alta Resistência nos componentes mecânicos da estrutura do chassi de um veículo leve sedan de Cardoso (2016).

No contexto do processamento deste material, a proposta deste artigo aborda o estado da técnica e da arte na produção de um aço *dual phase*, laminado à quente, soldado topo a topo por centelhamento e, posteriormente, laminado à frio.

2. OS AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA (AHSS)

Ao longo dos anos 80, surgiram várias novas classes de aços, como os aços avançados de alta resistência e microligados, tanto os somente laminados à quente (aplicados em chassi e em rodas) quanto também os laminados à frio (aplicados em carrocerias e peças de reforço / de segurança). Foram obtidos, também, os aços laminados à frio de ultra-baixo carbono (*IF* – livre de intersticiais, em inglês), de destacada conformabilidade, por exemplo. Também são amplamente discutidos os tratamentos termomecânicos, posteriores a ambos os tipos de laminações visando melhoras nas propriedades das chapas, seja pelo alívio de tensões, com favorecimento de deslizamentos das discordâncias nos contornos de grãos ou pelo aumento da resistência mecânica.

No início da década seguinte, o grande marco foi a formação de um consórcio de grandes siderúrgicas mundiais, visando o estabelecimento do projeto *ULSAB* (*Ultra-light steel auto-body*), onde, de 1994 a 2004, indicou a aplicação de novos aços de média a alta resistência em painéis dos carros, com efeito *bake hardening* e isotrópicos, além dos aços *dual* e *complex phase*, martensíticos ou ao boro, os quais são indicados, principalmente, para partes estruturais dos automóveis. Nesse consórcio, os aços *dual phase* tiveram especial foco, com indicação para compor 75% da parte estrutural dos carros e de 59% nos painéis. Com isto, nota-se que realmente os aços *dual phase* estão sendo e ainda

continuarão a ser por um bom tempo muito importantes na indústria automobilística, pois têm sido amplamente indicados em novos projetos de carros de várias montadoras mundiais, devida às suas notáveis propriedades, segundo relata Marra (2008).

Segundo afirma Coelho (2008), os aços AHSS podem ser separados em gerações, onde, em sua gênese, se situam os aços *TRIP*, *dual phase*, *complex phase* e martensíticos. Por conseguinte, na geração posterior, encontram-se os aços *TWIP* (*twinning induced plasticity*), os *L-IP* (*lightweight steels with induced plasticity*) e os inoxidáveis austeníticos de alta resistência, mecanicamente respondendo com propriedades ainda mais excepcionais, porém, devido ao alto teor de manganês, necessário para a produção dessas ligas, o seu custo inviabiliza a sua utilização. Já os aços de têmpera e partição se situam na terceira geração dessa classe de aços avançados de alta resistência, possuindo propriedades mecânicas intermediárias, ao se comparar as duas gerações anteriores, influenciando numa relação custo-benefício mais interessante, pois o material possuirá uma rigidez e uma taxa de alongação mais adequadas, em se comparando aos de primeira geração, porém com menor custo, ante a segunda geração, sendo uma futura oportunidade, apontado por Cardoso (2016), como se observa na Fig. 2.

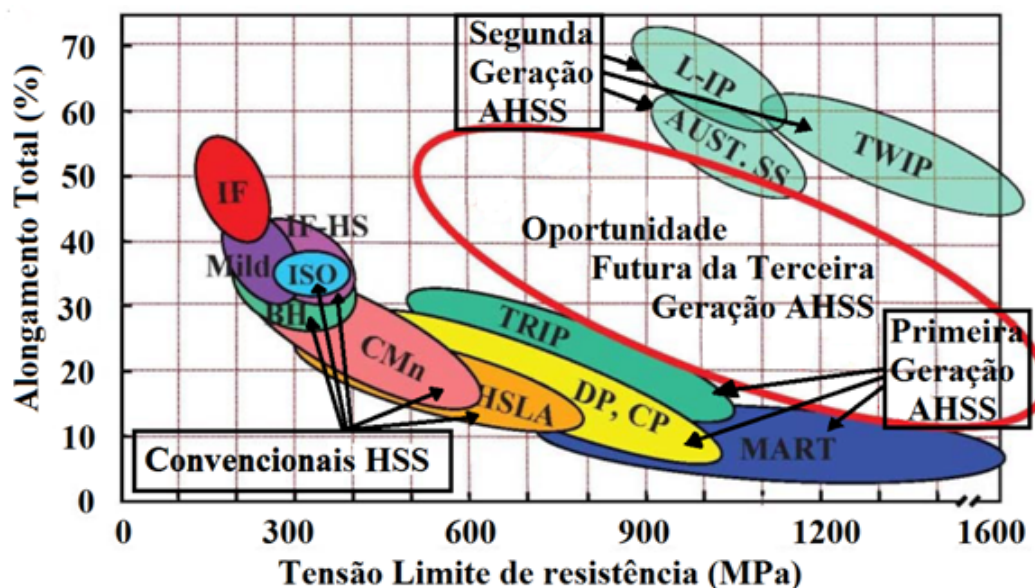


Figura 2. Gráfico comparativo entre a resistência a tração e a taxa de alongação para diversas classes de aços avançados de alta resistência, segundo Cardoso (2016).

2.1. Os Aços Dual Phase

Matlock et al. (1982) relatam que as propriedades desenvolvidas pelos aços *dual phase*, por exemplo, alto limite de resistência à tração e elevada capacidade de alongamento, são resultado de uma complexa interação entre escoamento e encruamento dos componentes microestruturais destes materiais.

Vários trabalhos (Oliveira et al., 2013; Marra, 2008; Oliveira, 2008) mostram que a classe dos aços *dual phase* apresenta características bastante consistentes e interessantes na aplicação em componentes mecânicos das estruturas dos veículos, frente aos aços *HSLA* e *HSS*, apresentando uma excelente combinação de alta resistência e de boas capacidades de deformação e de tenacidade, resultado da sua microestrutura com alto coeficiente de encruamento. São aços compostos basicamente por ferrita e martensita, podendo apresentar frações pequenas de perlita, de bainita e de austenita retida. A martensita apresenta uma estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado, que é obtida a partir da austenita, que pode ser definida como uma solução sólida de ferro-carbono de estrutura cristalina cúbica de face centrada, sendo esta formada pelo aquecimento do ferro a uma temperatura de pelo menos 723°C.

Ainda segundo vários trabalhos (Oliveira et al., 2013; Marra, 2008; Oliveira, 2008), o processo de transformação martensítico, que é alotrópico, se constitui quando a austenita é rapidamente resfriada em um processo de tratamento térmico de têmpera, onde, os átomos de carbono são “capturados” antes que eles possam se difundir para fora, resultando em uma ligeira distorção da forma destas estruturas, explicada pela elevada dureza do material obtida. A fase ferrítica responde com ductilidade e conformabilidade ao aço.

O trabalhos de Marra (2008), ao relatar essas boas propriedades, se inclina a um possível escoamento plástico contínuo e, de Oliveira (2008), que ainda acrescenta como sendo baixo o seu coeficiente de anisotropia planar - sendo restrita a aplicação em estampagem profunda, porém, com boas capacidades de estiramento e de absorção de impacto nas peças após conformação (efeito *workhardening*), ocasionando numa chapa com bom aspecto superficial posterior. Oliveira (2008) ainda cita que esta classe de aço pode sofrer processo de envelhecimento por deformação mecânica a altas temperaturas (efeito *bakehardening*) e possui boa taxa de alongação, a qual permite a possibilidade de redução de espessura de 15% a 20% (flexão e compressão). Porém, sob outro aspecto, surgem alguns inconvenientes, quanto à

aplicação em larga escala da manufatura dos aços *dual phase*, sendo apontadas como: Baixo retorno elástico, pelo fato destes aços, possuindo maior resistência, terem grande propensão à apresentar variação dimensional, empeno ou distorção angular após prensagem; Capacidade de carregamento das prensas diminutas, pois o valor da força aplicada para a conformação das peças nas prensas depende da resistência mecânica do aço, influenciando que, esses aços, principalmente os de maior resistência, exigem prensas mais robustas, com maior capacidade de aplicação de carga; Desgaste maior das matrizes, pois como há maiores forças aplicadas nas prensas, por ocasião do processamento desses materiais, tendo como consequência, incidência de um maior desgaste das matrizes e do ferramental que fica em contato atritante com as peças, sendo, assim, constituída a necessidade de se prover as matrizes “convencionais” com materiais mais resistentes de modo a prolongar a sua vida útil; Flangeabilidade, onde as chamadas operações de flangeamento são normalmente empregadas para aumentar a resistência mecânica e rigidez dos painéis internos dos carros ou, então, para promover a abertura de vazios (como na região das janelas ou de furos nos painéis) e, neste processo, seja sob contração, estiramento ou expansão, a borda de corte é bastante solicitada mecanicamente, requerendo, desta forma, para algumas peças estruturais e partes da suspensão dos automóveis, desses aços apresentar uma boa flangeabilidade e uma adequada capacidade de expansão de furo, devendo ser garantido pela adequação da microestrutura e pelo controle de forma das inclusões presentes; e Soldabilidade, onde deve ser minuciosamente avaliada em razão da composição química carregada destes aços (maior carbono equivalente) em relação aos aços carbono comuns, *HSLA* ou *HSS*, devendo ser investigada, principalmente, nos processos de união abordados na indústria automotiva, com a utilização de altas taxas de resfriamento da região de união.

Diversas técnicas de caracterização microestrutural têm sido desenvolvidas para análise qualitativa de aços multifásicos, como o *dual phase*, ou seja, para identificar quando há coexistência de diferentes fases ou constituintes, como, por exemplo, ferrita, austenita retida, martensita e bainita.

Segundo Oliveira (2013), o qual relata que os aços bifásicos são caracterizados pelo baixo teor de carbono e de adições de manganês, e, ocasionalmente, pequenas quantidades de perlita, bainita e austenita retida podem estar presentes em sua estrutura. Por isso é de extrema importância a adição de elementos de liga para obter a temperabilidade adequada e a taxa de resfriamento ideal para evitar a formação desses constituintes indesejáveis.

Ainda no tocante à função dos elementos de liga no material, Kuziak *et al.* (2008) afirma que o carbono é o mais poderoso agente no aumento da temperabilidade destes aços, sendo também responsável por controlar a dureza e morfologia da fase martensítica. Tipicamente, as faixas de teor de carbono presentes nos aços da classe *dual phase* variam de 0,06% a 1,5%, principalmente devido à questões de soldagem. O autor afirma ainda que, por apresentar um baixo custo (comparado ao níquel) e ser um bom estabilizador da austenita, o manganês sempre estará presente na composição destes aços em quantidades que variam comumente de 1,5% e 2,5%. Estando, o manganês, em quantidades insuficientes, há uma grande queda na temperabilidade do aço, além de um considerável aumento de grão ferrítico durante o recozimento intercrítico, havendo perda em resistência e, por outro lado, estando em quantidades muito elevadas o efeito não deixa de ser adverso, pois a segregação de manganês é elevada, promovendo bandeamentos microestruturais indesejáveis, que são segregações químicas, segundo é relatado no trabalho realizado por Calcagnotto *et al.* (2012), que concluíram que o manganês melhora a estabilidade do grão por: (i) diminuir a temperatura AC1, consequentemente a temperatura de recozimento intercrítico; (ii) ampliar o campo trifásico $\alpha + \gamma +$ cementita, no qual crescimento de grão é inibido; (iii) refinar a cementita, aumentando o efeito de ancoramento ("pinning") durante o aquecimento até a campo intercrítico; e (iv) reduzir a mobilidade do contorno de grão por arraste de soluto. No mesmo trabalho, confirmou-se a importância do fenômeno do particionamento do manganês durante a formação do aço *dual phase*, uma vez que este fenômeno exerce grande influência na temperabilidade destas ligas.

Conforme relata Marra (2008), o carbono (0,06% ~ 0,15%) possui influência na estabilização da austenita e no endurecimento da martensita e determina a distribuição das fases. O manganês (1,5% ~ 2,5%) estabiliza a austenita, enrijece a ferrita e retarda a formação de perlita. Cromo e molibdênio (até 0,40%) atuam como estabilizadores da ferrita e retardam a formação de perlita e bainita. Já o vanádio (até 0,06%) possui a função de estabilizar a ferrita e endurece o material por precipitação, pois refina a microestrutura. O nióbio (até 0,04%) estabiliza a ferrita e refina a microestrutura. E o silício (até 1,0%) abaixa a solubilidade do carbono na ferrita e piora a molhabilidade da poça de fusão na soldagem.

Segundo Askoy *et al.* (1988), as propriedades mecânicas dos aços *dual phase* dependem de alguns de fatores: (i) Morfologia da martensita; (ii) Frações volumétricas dos grãos de ferrita e martensita; (iii) Tamanhos de grão ferríticos; (iv) Uniformidade da dispersão dos grãos de martensita; e (v) Espaçamento entre os grãos de martensita.

O endurecimento por deformação e a alta resistência mecânica dos aços *dual phase* estão ligados à transformação martensítica, onde as regiões de martensita promovem endurecimento por dispersão, seguindo a lei das misturas, isto é, quanto maior a proporção de martensita, mais acentuada é a geração de discordâncias na ferrita e ao redor da martensita, portanto, maior será a resistência mecânica do material. Estas discordâncias são geradas pelo cisalhamento e mudança de volume associado à transformação da austenita em martensita. Estas discordâncias movem-se em baixas tensões, criando baixos valores de tensão de escoamento, e interagindo para produzir altas taxas de endurecimento por deformação, afirma Krauss (2005).

2.1.1. O Aço DP600: Definição e Propriedades

Oliveira *et al.* (2013) versa sobre o aço DP600, a sigla 600 representa aproximadamente a média do limite de resistência à tração (LRT), com valores entre 500 e 700 MPa, sendo obtido controlando a fração volumétrica da microestrutura, além da dureza da martensita e da ferrita e do tamanho de grão da ferrita. Segundo Júnior (2012), a

composição química média de um aço DP600 é de 0,10% de carbono, 0,40% de silício, 1,50% de manganês, 0,01% de fósforo, 0,02% de enxofre e 0,04% de alumínio.

Ao se observar o gráfico da Fig. 3, observa-se que a classe de aço DP600 atinge um patamar intermediário de limite de resistência a tração, frente aos outros dois tipos de aços.

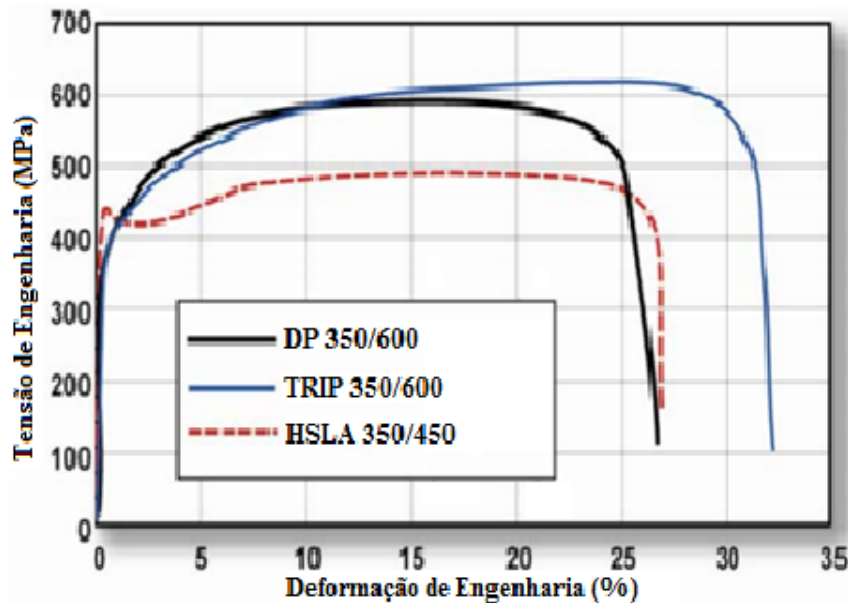


Figura 3. Gráfico comparativo entre aços HSLA, DP e TRIP de mesma ordem de resistência mecânica, segundo Taiss (2010).

Ao se observar as micrografias, ambas obtidas no MEV, das Fig. 4(a) - Aço DP590, com 19% de martensita, e Fig.4(b) - Aço DP780, com cerca de 30% de martensita, percebe-se claramente a diferença de concentrações da fase martensítica, perante a fase ferrítica.

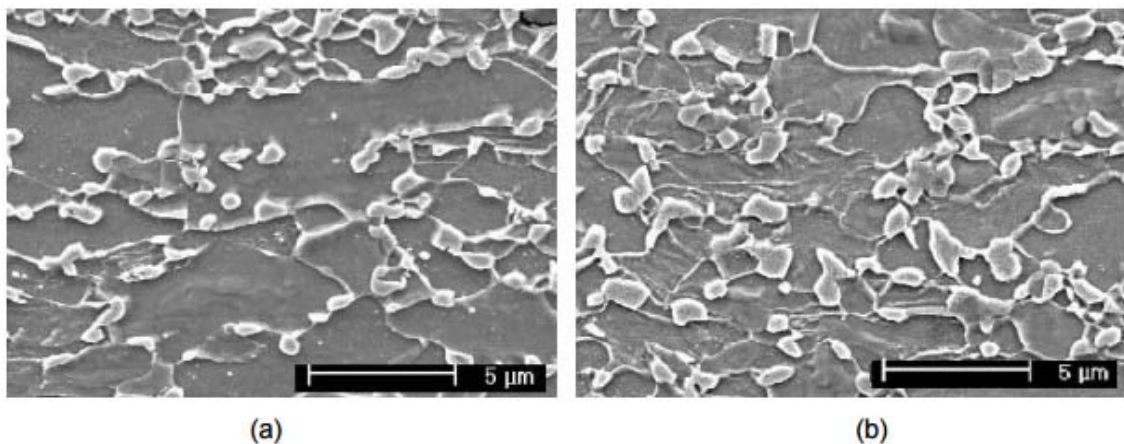


Figura 4. Micrografias dos aços: (a) DP 590 e (b) DP780. Fonte: Filho (2011).

Conforme relata Caetano (2015), a microestrutura do aço DP600 consiste de 20 % de martensita, em massa, dissolvida em uma matriz ferrítica. O total de carbono é da ordem de 0,07% ~ 0,08%. Durante o processamento desse aço, há uma expansão do volume devido transformação da austenita (γ) para martensita resultando na geração de discordâncias móveis geometricamente necessárias (discordâncias geradas para manter o contato entre os constituintes) na interface ferrita/martensita. Ainda segundo Caetano (2015), o efeito de *bakehardening* nos aços *dual phase* divide-se em dois mecanismos, onde, num, o carbono em solução sólida da martensita ancora as discordâncias na ferrita, formando as atmosferas de Cottrell e/ou precipitados e, noutro, o mecanismo pode ser explicado pela modificação da martensita devido tratamento térmico na temperatura de cura, afetando o alívio de tensões internas e aumentando o limite de escoamento.

Uthaisangsuk *et al.* (2011) afirmaram que, quanto maiores as ilhas de martensita dispersas na matriz ferrítica, menor será o alongamento do aço DP600, até a ruptura. Se a martensita estiver na forma de fibras finas ou pequenos glóbulos ao longo dos contornos da ferrita, a tendência é a do material apresentar um maior alongamento até a fratura.

2.1.2. O Contexto do Processamento do Aço DP600 na Siderurgia

2.1.2.1. O Processo de Laminação à Quente do Aço DP600

Llewellyn *et al.* (1996) relatam que atualmente existem três principais rotas de fabricação de aços *dual phase*: (i) Laminação a quente, onde a sua microestrutura é desenvolvida durante o ciclo de laminação a quente convencional (em temperaturas acima da região intercrítica), logo o controle da composição química e condições de processamento são bastante rigorosos; (ii) Recozimento contínuo, onde tiras previamente laminadas a quente ou a frio são desbobinadas para sofrer recozimento intercrítico; e (iii) Recozimento em forno (*batchannealing*), onde o material laminado a frio ou a quente é recozido na condição de bobinas.

Matlock *et al.* (1982) relatam que microestruturas *dual phase* também podem ser formadas diretamente da laminação a quente de ligas que contêm cromo e/ou molibdênio. Ferrita poligonal é formada diretamente da laminação e a austenita remanescente se transforma em martensita durante o resfriamento do material, mesmo este sendo lento, devido à alta temperabilidade causada pela adição destes elementos. Para uma dada condição inicial, cinco parâmetros controláveis determinam a microestrutura dos aços *dual phase*, a saber, tempo de recozimento, microestrutura inicial do aço, temperatura e taxa de resfriamento a partir do recozimento e elementos de liga presentes no material.

Segundo Caetano (2015), o aço DP600, no processo de laminação a quente na USIMINAS se dá, inicialmente, com a obtenção de placas do lingotamento contínuo da aciaria, possuindo espessura de 245 mm, sendo reaquescida no forno de recozimento do tipo *pusher*, com temperatura visada em 1230 °C. Em seguida, as placas seguem para o laminador desbastador de carepa com a finalidade de serem laminadas entre as espessuras de 28 a 34 mm. Esta operação é feita em área composta de uma caixa de descarepação e dois laminadores desbastadores, reversíveis de uma cadeira. Depois as placas são enviadas ao trem acabador de 6 cadeiras, para ser laminado até a espessura final de 3,80 mm. Para o material em questão, foi objetivada uma temperatura de acabamento de cerca de 870 °C e, após a última cadeira do laminador de tiras à quente, e antes do bobinamento, a tira é resfriada através de uma cortina de água, objetivando-se alcançar a temperatura de 599 °C, cuja temperatura é alcançada de forma brusca, provocando um processo de têmpera, o qual acarreta em um aumento da rigidez do material, sendo a sua temperatura de bobinamento. Após serem dispostas em bobinas, as chapas de aço são então preparadas para serem desembobinadas e direcionadas às linhas de decapagem química contínua.

3. A SOLDAGEM TOPO A TOPO POR CENTELHAMENTO (FBW - FLASH-BUTT WELDING)

Ramazani *et al.* (2013) relata que, o material que passa pelo processo de soldagem pode ser dividido em regiões, devido às modificações estruturais sofridas pelo efeito do calor. O material soldado possui três regiões distintas: Metal de solda (MS); Zona termicamente afetada (ZTA); e Metal de base (MB). O MS é a região onde o calor gerado na soldagem foi suficiente para fundir o metal, gerando a zona de fusão (ZF), possuindo maior rigidez que as demais regiões, possuindo os maiores fatores de concentração de tensões residuais, pois seu resfriamento se dá de fora para dentro da estrutura, não permitindo o deslizamento das discordâncias pelos planos atômicos, criando defeitos de empilhamento e, assim, uma deformação plástica dos grãos menos rígidos ocorrerá. Já a ZTA é a região onde não ocorreu a fusão, mas o calor inserido foi suficiente para causar alterações na microestrutura, como o crescimento de grãos, implicando num menor limite de escoamento do material. Por fim, o MB é a região que o calor inserido não foi suficiente para alterar a microestrutura, que é o material original antes do processo.

Parâmetros de soldagem são as condições estabelecidas para as variáveis do processo de forma que, em conjunto, possam produzir um resultado esperado, ou seja, soldas de qualidade de acordo com alguma norma de referência. Rupturas de juntas soldadas por centelhamento são um dos motivos de perdas de produtividade em linhas contínuas de produção de tiras a frio, no qual intensivos esforços são realizados afim de se reduzir essas questões indesejáveis. Ações como o aumento do número de intervenções de manutenção preventiva, a otimização do esforço de laminação e a melhoria do controle do deslocamento lateral de tiras são normalmente tomadas. Contudo, essas ações não são suficientes para prevenir essas rupturas e, frequentemente, é necessário que ajustes nos parâmetros de soldagem também sejam feitos, conforme relata Domingues (2013).

Com base na classificação da American Welding Society (1976), a soldagem por centelhamento pode ser classificada pelo grupo de processos de soldagem por resistência elétrica. Nesse grupo de processos, a união de peças ocorre pela ação combinada do calor gerado na região de solda, pela resistência ao fluxo de corrente elétrica, e da aplicação de pressão no local de contato entre as partes a serem unidas.

Segundo vários autores (Marques *et al.*, 2009; Wainer *et al.*, 2008) relatam que a soldagem por resistência elétrica envolve a fusão e a vaporização de metal e o calor gerado é utilizado para amaciar as partes a unir, facilitando, desta forma, a formação da junta em conjunto com a aplicação da pressão. A geração de calor pela resistência à passagem de corrente elétrica é denominada também como efeito *Joule*.

A soldagem de resistência elétrica na posição de topo a topo por centelhamento se caracteriza por unir, por forjamento, as interfaces de duas chapas, em sua maioria finas, de aço, sendo um processo bastante eficiente, podendo ser aplicado em várias situações, tais como de tubos de oleodutos, trilhos, estruturas marítimas, correntes de amarração de navios, entre outros. O principal inconveniente da qualidade de soldagem nessas aplicações são as possíveis trincas causadas no processo posterior à soldagem, que é a laminação a frio, afirma Ichiyama (2007).

Algumas vantagens são apresentadas como a preparação simplificada das superfícies a serem soldadas, altas taxas de produção e boa concentração de calor, com a possibilidade de soldar materiais similares. Os parâmetros de soldagem devem ser bem especificados e assertivos, pois a eles estão atrelados a qualidade e a confiabilidade da junta soldada. Diante disso, há a necessidade de que os parâmetros de soldagem estejam estritamente de acordo com a composição química do material a ser soldado, proporcionando uma solda coesa, que venha fornecer as respostas esperadas.

Alguns dos parâmetros de soldagem para o processo de topo a topo por centelhamento como os tempos de centelhamento e recalque, a corrente de centelhamento, a força e a distância de recalque, entre outros, devem estar muito bem ajustados, com o rígido e o adequado controle do processo, afim de se garantir as propriedades desejadas à junta de aço soldada, pois a sua microestrutura se altera rapidamente, com mínimos ajustes de parâmetros.

O processo de soldagem topo a topo por centelhamento ocorre quando as peças a serem soldadas são aproximadas, sem as suas superfícies entrarem em contato. A fonte fornece energia elétrica e as peças são colocadas em movimento relativo de modo a se aproximarem com uma velocidade constante. Este movimento causa o contato elétrico e estabelece-se um fluxo de corrente, promovendo um aquecimento resistivo das superfícies das peças, até que o ponto de fusão, inicialmente em poucos pontos de contato, do material seja alcançado. O volume de material fundido, que se aproxima de uma forma esférica, devido aos efeitos da tensão superficial, é então expelido violentamente para fora da região da solda através de forças magnéticas superficiais criadas pelo fluxo de corrente, com a conseqüente formação de pequenas partes incandescentes de material sob a forma de centelhas. Por ação do centelhamento, ocorre a vaporização dos pontos em contato, permitindo, assim, que novos pontos entrem em contato e o centelhamento se espalhe por toda a superfície da junta. Após certo tempo de centelhamento, quando todas as superfícies a serem unidas estiverem suficientemente aquecidas, em que as interfaces das chapas estão a ponto de fundirem, a energia de soldagem é então desligada e inicia-se a força de recalque, onde as peças são fortemente pressionadas uma contra a outra, sofrendo considerável deformação plástica nas superfícies da junta o que leva à formação da solda por forjamento. Durante o recalque, ligações interatômicas se estabelecem através da área interfacial total, a natureza destas ligações é tal que, ocorre o coalescimento das duas superfícies e a resistência mecânica da junta fica comparável com a aquela do metal base. Então, o material excessivo das chapas são retirados por 2 navalhas rebarbadoras, uma superior e outra inferior, conforme indica a Fig. 7.

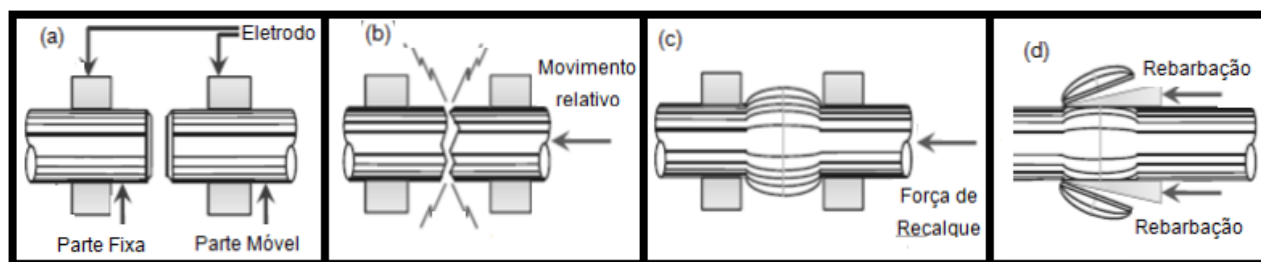


Figura 4. O Processo de Soldagem FBW: (a) Posicionamento inicial de fixação das peças; (b) Após a energia elétrica ser ligada, as peças são aproximadas com uma velocidade v_1 , ocorrendo o centelhamento quando pontos das superfícies entram em contato; (c) Após o aquecimento adequado das superfícies, a corrente é desligada e é aplicado a força de recalque (com uma velocidade $v_2 > v_1$) para a formação da solda; E (d) Processo de rebarbação do excesso de material, segundo Modenesi (2006).

Ishiyama (2007) relata que a maioria das falhas em soldas são causadas pela iniciação de trincas em defeitos gerados pelo processo. Dois tipos de trincas são gerados durante o processo de soldagem. A trinca gerada na interface da junta e a trinca próxima à interface alinhada a direção do fluxo do metal. A trinca próxima à interface alinhada a direção do fluxo do metal é causada por inclusões presentes no metal-base, as inclusões no metal-base são expulsas para dentro da interface e em muitos casos provocam a nucleação de defeitos e trincas na junta de solda, pelo fato de serem concentradores de tensões. Durante o processo de centelhamento, pequenos poros são gerados contendo material fundido e possivelmente óxidos. Se a energia de soldagem, utilizada no centelhamento, for controlada de maneira adequada, estes óxidos podem ser expulsos com as partículas de metal projetadas na forma de centelhas. Quando a força de recalque é aplicada, a maioria das impurezas, as quais não foram expulsas com o centelhamento, são então expelidas com o metal deformado plasticamente na forma de rebarba.

Como a máquina de solda precede a laminação à frio, é requerida a otimização do processo de soldagem, para se reduzirem perdas desnecessárias, implicando que, o tempo de parada da entrada para realização da solda é um dos fatores que mais afeta a produtividade e uma parcela considerável desse tempo é composta pelo tempo de centelhamento, o qual é um dos parâmetros fundamentais da soldagem de topo a topo por centelhamento (FBW). Adicionalmente, é utilizado o gás natural para haver a queima do oxigênio disponível, pois este, combinado a alguns constituintes do material, pode provocar inclusões indesejadas em forma de óxidos, ocasionando na perda de propriedades desse material. Parâmetros de soldagem muito bem controlados resultam numa melhor qualidade do produto obtido, afim de se reduzir os problemas gerados, como encavalamento, por exemplo.

Segundo Resistance Welder Manufacturers' Association (2003), a linha de decapagem química é um processo realizado após a laminação à quente, onde o principal objetivo é a remoção química dos óxidos, presentes na superfície

das tiras. Em se objetivando uma alta produtividade, essa linha deve ser contínua e, para tanto, uma máquina de solda deve estar inserida nesse meio, afim de se estabelecer a união entre a ponta e a calda de cada bobina desejada. Durante a parada para a realização da solda, existem acumuladores de tira denominados *Loop Cars*, os quais preparam as chapas para o processo de soldagem de topo a topo por centelhamento, onde, com a fixação do *dies*, que também funcionam como eletrodos, uma diferença de potencial elétrico é gerada com o objetivo de se energizar as interfaces das chapas a serem unidas. Suas interfaces são então fundidas e, pela força de recalque, são então forjadas, conseqüentemente as rebarbas são retiradas pelo conjunto de 2 navalhas - superior e inferior, resultando numa solda com superfície de bom aspecto, estando as chapas prontas para serem encaminhadas à laminação a frio.

3.1. A Soldagem FBW Aplicados ao Aço DP600

Os fatores que influenciam a queda de dureza da ZTA estão relacionados à taxa de resfriamento (diretamente ligada à energia de soldagem), grau de pré-deformação, fração de martensita do aço *dual phase* e composição química da liga, especialmente manganês, cromo e molibdênio. O maior inconveniente à soldagem deste material encontra-se na queda de dureza da zona termicamente afetada (ZTA) em função do revenido não isotérmico da martensita, ocasionalmente resultando em fratura nesta região, segundo Xia *et al.* (2008) e Panda *et al.* (2008) ainda acrescentam que este fenômeno também é responsável pela queda de tensão de escoamento e limite de resistência à tração das juntas deste aço.

3.2. Tratamento Térmico de Tiras Laminadas a Quente de Aço DP600, Soldadas Topo a Topo por Centelhamento

Waterschoot *et al.* (2003) relatam que o baking de aços *dual phase* envolve três etapas: (i) formação da atmosfera de *Cottrell* na ferrita; (ii) formação de precipitados na ferrita; e (iii) revenido da martensita.

Define-se tratamento térmico o conjunto de operações de aquecimento e resfriamento controlados, que visam a afetar as características de aços e ligas especiais. Quando estas operações são conjugadas a etapas de conformação mecânica, são chamadas de tratamentos termomecânicos. Existem vários tipos de tratamentos térmicos, como recozimento, normalização, têmpera, revenimento, *bakehardening*, *workhardening*, entre outros.

Para as micrografias da Fig. 6, nota-se o gradativo aumento das regiões mais claras que podem ser definidas como sendo a fase martensítica, na qual exibe uma dureza muito superior à matriz ferrítica, incidindo num aumento do limite de escoamento e no limite de resistência a tração.

4. CONCLUSÕES

Os aços *dual phase* DP600 têm demonstrado grande potencial de aplicação em componentes mecânicos para estruturas de veículos automotores. Razão esta pelo fato deste material apresentar amplo espectro de resistência mecânica, podendo apresentar efeitos *bakehardening* e *workhardening*, com elevadas ductilidade e capacidade de absorção de impacto e não apresentarem escoamento descontínuo. Com isto, os mesmos conseguem atender aos vários requisitos que são: Proporcionar redução de peso; Apresentar desejáveis características de trabalhabilidade como conformabilidade, flangeabilidade e soldabilidade; Aumentar o nível de segurança no transporte de seus ocupantes, para efeito de colisões; Apresentar baixo preço; e ainda ser reciclável.

No que tange a possibilidade da redução de peso, os aços têm sua rigidez perdida à medida que sua espessura é reduzida, uma vez que, independentemente da resistência, possuem o mesmo módulo de elasticidade. Este é o fenômeno de instabilidade elástica do material, dependendo, portanto, da resistência do mesmo. Flambagem localizada poderá então ocorrer abaixo do limite plástico, limitando o potencial de redução de peso destes. Uma saída é a adição de elementos que aumentam a sua temperabilidade e maximizam a ductilidade e aplicações em seções fechadas ou de geometrias que maximizem a rigidez nos locais onde os esforços são mais concentrados.

São quatro os pontos importantes a serem destacados neste estudo:

1. Características microestruturais e parâmetros do processo de laminação a quente:

Segundo o trabalho de Krauss (2005), as discordâncias, contidas nos contornos de grãos do material, são geradas pelo cisalhamento e mudança de volume associado à transformação da austenita em martensita. Estas discordâncias se deslocam sob baixas tensões, criando baixos valores de tensão de escoamento, e interagindo para produzir altas taxas de endurecimento por deformação.

De fato, o aço DP600 pode ser caracterizado por apresentar uma baixa relação limite de resistência à tração por tensão de escoamento, conforme apresentado na Fig. 5. Independentemente da composição química, a maneira mais simples de obter a microestrutura bifásica ferrítica-martensítica é através do recozimento intercrítico seguido por têmpera, conseguido pelo processo de laminação a quente.

2. Características e parâmetros do processo de soldagem de topo a topo do aço DP600:

Uma restrição, inclusive relatada por Modenesi (2006), é a deste processo de soldagem não ser adequado para união de peças com uma grande seção de contato ou com um formato complicado, pois poderão haver perdas com produtividade. Com relação a soldabilidade, a qual é uma propriedade preponderante para selecionar um determinado material e/ou processo de soldagem, visando evitar a fragilização e a formação de trincas na ZTA. Aços com alta dureza freqüentemente contêm grandes frações volumétricas de martensita, a qual é extremamente susceptível a trincas durante

um processamento posterior, por exemplo, a laminação a frio, podendo danificar matrizes/ferramentais, essenciais ao processo, perfazendo numa perda de produtividade.

3. Mecanismos de falha na laminação a frio:

Segundo o trabalho de Uthaisangsuk *et al.* (2011), os mecanismos de dano e de comportamento de falhas, provenientes desta classe de aços, são muito complexos e fortemente afetados pelos constituintes microestruturais. A nucleação das trincas é causada pelo rompimento de grãos de martensita inseridos na matriz ferrítica. O início da trinca se dá pelo estado de tensão ao qual o material está submetido, o grau de pureza, a fração de volume e o teor de carbono presentes nas ilhas de martensita, e, em algumas situações, quando presente, também na austenita retida.

4. Viabilização da implantação de processos de tratamentos térmicos, após o processo de soldagem:

Os tratamentos térmicos tem a função na melhoria da ampliação do limite de resistência a tração e a resposta adequada aos parâmetros de laminação a frio, evitando falhas ocasionadas tanto pelo material, como trincas que levam à sua ruptura, quanto pelas matrizes e ferramentais mal dimensionados para o processo.

Um tratamento térmico de revenido surge como fator essencial no alívio dos fatores de concentração de tensões na zona de fusão (ZF).

5. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- Askoy, M., Esin, A., 1988, “Improving the Mechanical Properties of Structural Carbon Steel by Dual-Phase Heat Treatment”, J. Mater. Eng., Vol. 10, No. 4, pp. 281-287.
- American Welding Society, 1976, “Welding Handbook: Fundamentals of Welding”, American Welding Society, 7 Ed., pp. 373, Miami - USA.
- Caetano, R. A., 2015, “Avaliação da Conformabilidade do Aço *Transformation Induced Plasticity* (TRIP780) Eletrogalvanizado e Dual Phase (DP780) Galvanizado Por Imersão a Quente”, Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte - MG.
- Calcagnotto, M., Ponge, D., Raabe, D., 2012, “On the Effect of Manganese on Grain Size Stability and Hardenability of Ultrafine-Grained Ferrite/Martensite Dual-Phase Steels”, Metallurgical and Materials Transactions A, 43A, pp. 37-46.
- Cardoso, M.C., 2016, “Caracterização experimental e modelamento do comportamento plástico de chapas de aços bifásicos DP600 e DP800”, Tese de Doutorado, Universidade Federal Fluminense, Volta Redonda – RJ.
- Coelho, D. M. S., 2008, “Efeito da Temperatura de Austenitização no Processo de Têmpera e Partição”, Dissertação de Mestrado, PUC - RJ, Rio de Janeiro - RJ.
- Carlsson, B.; Larsson, J.; Nilsson, 1984, “T. Dual Phase Steels for Automotive Body: Design, Forming and Welding Aspects”, SSAB Tunnplåt AB, Borlänge – Sweden, 14 p.
- Domingues, N., 2013, “Soldabilidade por Centelhamento do Aço Dual Phase 780”, Dissertação de mestrado, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte - MG, 153 p.
- Filho, R. A. C., 2011, “Estudo da fratura de aços de nova geração DP600 através da variação de pressão no prensa-chapas”, Tese de Doutorado, Universidade Federal do Paraná, Curitiba - PR.
- Gorni, A. A., 2008, “Aços avançados de alta resistência: microestrutura e propriedades mecânicas”, Revista Corte & Conformação, pp. 26-57.
- Ichiyama, Y., Kodama, S., 2007, “Flash-Butt Welding of High Strength Steels”, Nippon Steel Technical Report, No. 95, pp. 81-87.
- Júnior, M. C. S., 2012, “Influência da transferência metálica por curto-circuito e CMT na geometria do cordão e características da ZTA do dual phase DP 600”, Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Paraná, Curitiba-PR.
- Krauss, G., 2005, “Steels: Processing, Structure and Performance”, 1st Ed., ASM International, Ohio - USA.
- Kuziak, R., Kawalla, R., Waengler, 2008, “S. Advanced High Strength Steels for Automotive Industry”, Achieves of civil and mechanical engineering, Vol. 8, Nº. 2, pp. 103 – 117.
- Llewellyn, D.T., Hillis, D.J., 1996, “Dual Phase Steels”, Ironmaking and Steelmaking, Vol. 23, No. 6, pp. 471-477.
- Marra, K. M., 2008, “Aços *dual phase* da Usiminas: Características e potencial de aplicação em veículos automotores”, 2º Workshop sobre inovações para o desenvolvimento de aços de elevado valor agregado - foco indústria automotiva, 63º Congresso Anual da ABM, Santos - SP.
- Marques, P. V., Modenesi, P. J., Bracarense, A. Q., 2009, “Soldagem - Fundamentos e Tecnologia”, Editora UFMG, 3ª Ed. Atualizada, Belo Horizonte - MG.
- Matlock, D. K., Zia-Ebrahimi, F., Krauss, G., “Structure, Properties and Strain Hardening of dual phase steels”, 1982, American Society of Metals, pp. 47-87, Metals Park - Ohio - USA.
- Modenesi, P., 2006, “Introdução aos Processos de Soldagem”, Ed. UFMG, Belo Horizonte, 250 p.
- Oliveira, D. C., Feliciano, J.C., Abreu, R.R., Lopes, R., Marques, V.M., 2013, “A substituição de aços convencionais por aços de alta resistência para estampagem na indústria automobilística”, Instituto Politécnico - Centro Universitário UMA, Belo Horizonte - MG.
- Oliveira, F. C., 2013, “Análise da influência dos ciclos térmicos de diferentes projetos de fornos de recozimento contínuo na microestrutura e propriedades mecânicas de aços bifásicos galvanizados”, Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, MG, 105 p.

- Panda, S.K., Sreenivasan, N., Kuntz, M.L., Zhou Y., 2008, "Numerical Simulations and Experimental Results of Tensile Test Behavior of Laser Butt Welded DP980 Steels", Journal of Engineering and Materials Technology, Vol. 130, No. 4, pp. 1 – 9.
- Perez, J. A. C., 2008, "A aplicação da avaliação do ciclo de vida para análise dos aspectos ambientais que envolvem a reciclagem de sucatas nas usinas siderúrgicas", Tese de Doutorado, Universidade Estadual Paulista, Rio Claro - SP.
- Ramazani, A., Li, Y., Mukherjee, K., Prahl, U., Bleck, W., Abdurakhmanov, A., Schleser, M., Reisgen, U., 2013, "Microstructure evolution simulation in hot rolled DP600 steel during gas metal arc welding", Computational Materials Science Journal, Volume 68, pp. 107–116.
- Resistance Welder Manufacturers' Association, 2003, "Resistance Welding Manual", Resistance Welder Manufacturers' Association, pp. 443.
- Revista WorldAutoSteel, 2009, "Advanced High Strength Steel (AHSS) Application Guidelines", Versão 4.1, Disponível em: www.worldautosteel.org.
- Taiss, J. M., 2010, "FSV – Future Steel Vehicle e a Nova Geração de Aços AHSS – Advanced High Strength Steel na Construção Automotiva", SAE Brasil – Simpósio Materiais Automotivos e Nanotecnologia.
- Uthaisangsuk, V., Prahl, U., Bleck, W., 2011, "Modelling of damage and failure in multiphase high strength DP and TRIP steels", Engineering Fracture Mechanics, pp. 469-486.
- Wainer, E., Brandi, S. D., Mello, F. D. H., 2008, "Soldagem – Processos e Metalurgia", Editora Edgard Blücher, 6ª Reimpressão, São Paulo - SP.
- Waterschoot, T., DE, A.K., Vanderputte, S., Cooman, B.C., 2003, "Static Strain Aging Phenomena in Cold Rolled Dual-Phase Steels", Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 34, pp. 781-791.
- Xia, M., Biro, E., Tian, Z., Zhou, Y., 2008, "Effects of Heat Input and Martensite on HAZ Softening in Laser Welding of Dual Phase Steels", ISIJ International, Vol. 48, No. 6, p. 809-814.

6. RESPONSABILIDADE AUTURAL

Os autores são os únicos responsáveis pelo conteúdo deste trabalho.

TECHNICAL STATE OF ART OF DP600 STEEL PRODUCTION

Filipe José Pereira Prince Nascimento, flipeprince@globocom1

Adauto Martins de Assis, adauto@metal.eeimvr.uff.br1

Antonio José Oliveira Cabral, ajoc@metal.eeimvr.uff.br1

¹Universidade Federal Fluminense, Av. dos Trabalhadores, 420, Vila Santa Cecília, Volta Redonda - RJ - Brasil, CEP: 27255-125

Abstract. All the times, the automotive industry is aware, both in reducing costs of their inputs, and in the continuous improvement of its products and its processes. In the context of inputs, a widely used is steel, especially the class of advanced high strength steels in particular, biphasic steels or Dual Phase, which are very relevant to the implication of the mass reduction of vehicle components influencing in saving your fuel without changing the properties involved in the process or the safety aspects of its occupants. This is because these types of steel submit their grain structure in two phases: A ferritic matrix, in which its ductility concerns an excellent elongation rate, and island martensite, which provides greater rigidity to the material. An example of a steel used in this branch is the steel biphasic DP600, it has been widely used internationally and in Brazil, there is a strong market trend in its implementation in production lines. Given this aspect, steelmakers are forced to adjust their process parameters, in order to manufacture a product with better properties to stand out in the market and generate dividends. For the lamination processing the hot steel DP 600, which has tensile strength limit of around 600 MPa, are required very peculiar process conditions because the hardening generated by the process occurs too much, the amount of refined grains increases and more martensite islands are created due to the factor of stress concentration. In the context of the processing of this material, an electrical resistance welding to the top of arcing is required for the process becomes continuous, but causes an increasingly high concentration of stresses in the weld region, followed by the metal felt base to the center of the cord due to further refinement of grains and the consequent hardening caused by increased formation of martensite at its core. Therefore, a process of heat treatment by tempering it is necessary to provide stress relief in all regions of interest. This stress relief is generated by the constant growth of the grains, and consequently the slip of dislocations by atomic planes, stacking defects are minimized, influencing, finally, increased toughness of the sheets.

Keywords: Advanced High Strenght Steels, Hot Rolled Process, Flash Butt Welding, Termomechanical Treatement.