

SOLDAGEM A LASER EM JUNTAS DISSIMILARES DE AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA

Gilson Carlos de Castro Correard, gcorreard@hotmail.com^{1,2}
Milton Sergio Fernandes de Lima, msflima@gmail.com^{1,2}

¹ Divisão de Fotônica, Instituto de Estudos Avançados, 12228-970 São José dos Campos, SP, Brasil.

² Programa de Pós-graduação em Ciências e Tecnologias Espaciais, Instituto Tecnológico de Aeronáutica, 12228-900 São José dos Campos, SP, Brasil.

Resumo: Os objetivos da presente pesquisa foram estabelecer as condições otimizadas para a soldagem a laser de aços dual phase de 600 MPa de limite de resistência (DP600) e Transformation Induced Plasticity de 750 MPa de resistência máxima (TRIP750), bem como avaliar a sua microestrutura e propriedades mecânicas. A soldabilidade entre os aços se mostrou excelente nos níveis de aporte térmico entre 14 e 28 J/mm. A microestrutura dos cordões de solda foi predominantemente bainítica. Os ensaios de tração nas soldas dissimilares apresentaram resultados semelhantes aos materiais de base e a fratura ocorreu no material base, longe da solda.

Palavras-chave: soldagem a laser, aços avançados de alta resistência, bainita, ensaios mecânicos.

1. INTRODUÇÃO

Os aços avançados de alta resistência (AHSS na sigla em inglês) foram desenvolvidos primeiramente para a indústria automotiva no projeto ULSAB-AVC (Ultra-Light Steel Auto Body – Advanced Vehicles Concept), que tinha por objetivo aumentar a eficiência do consumo de combustível dos veículos a fim de diminuir a emissão de gases poluentes para o meio ambiente (Dolfi, 2014). Tais aços têm aplicações diversas, principalmente associadas à redução de peso de componentes estruturais, melhoria nos níveis de segurança e conforto dos passageiros. Esses aços, em geral, são compostos de muitos constituintes como ferrita, bainita, martensita e austenita retida (Kot e Bramfitt, 1981). Esta microestrutura é considerada complexa para a soldagem, principalmente quando a zona termicamente afetada (ZTA) é muito extensa. Para minimizar os efeitos térmicos indesejáveis da soldagem convencional, é proposta aqui a soldagem a laser, a qual oferece a vantagem de permitir soldar com mínima ZTA e baixa distorção.

Existe atualmente uma disputa entre a seleção de materiais na indústria automotiva, como o emprego de metais, cerâmicos, plásticos e compósitos em uma série de peças. No entanto, no que tange a estrutura de veículos, as ligas metálicas são ainda imbatíveis. Entre os materiais metálicos, os aços e outras ligas ferrosas ocupam um lugar de destaque por suas excelentes propriedades mecânicas, principalmente para aplicações estruturais.

Na Figura 1 (Auto Steel Partnership, 2005) são comparadas a resistência mecânica e ductilidade de vários aços, inclusive os AHSS. Uma comparação simples sobre a vantagem competitiva dos AHSS é dada pela resistência mecânica. Se um componente estrutural de aço C-Mn tem 5 mm de largura e precisa resistir a uma carga estática máxima de 500 kg (4903 N), a sua espessura será de 3,3 mm. A mesma peça de aço Dual Phase (DP) ou Transformation Induced Plasticity (TRIP) terá 1,1 mm de espessura. Portanto, a redução de peso naquela peça será de 2/3.

A classe de aços AHSS, Figura 1, se estende por níveis de resistência mecânica superiores a 600 MPa mantendo uma boa ductilidade. Como a energia absorvida em um típico ensaio de impacto está relacionada com a tensão verdadeira e deformação verdadeira, estes aços tendem a apresentar uma alta tenacidade (bom comportamento ao impacto).

Há ainda um grande potencial de desenvolvimento desses materiais, justificando-se investimentos em P&D dos aços. Ainda, os AHSS têm potencial para substituir, ao menos parcialmente, os aços de alto valor agregado, como os Maraging, (aplicado na indústria aeroespacial). No entanto, para que se possa utilizar este aço, necessita-se compreender o processo de soldagem e as possíveis implicações na microestrutura e nas propriedades mecânicas.

Dentre as classes de AHSS, será dado especial destaque aqui aos aços Dual Phase e os aços TRIP. Estes aços apresentam ductilidade e conformabilidade compatíveis com as aplicações desejadas (Figura 1).

Os aços Dual Phase (DP) apresentam uma microestrutura normalmente constituída de ilhas de martensita dispersas em uma matriz ferrítica. Entretanto, pequenas quantidades de outras fases ou constituintes, tais como bainita, perlita e/ou austenita retida, podem também estar presentes. A estrutura bifásica de ferrita e martensita é obtida por meio de um recozimento intercrítico, entre as temperaturas A1 e A3, para gerar uma quantidade suficiente de austenita enriquecida em carbono. Durante o resfriamento, a austenita se transforma, parcialmente, em martensita, dependendo da sua composição química, podendo exibir ao final alguma bainita e austenita retida, caso o resfriamento não tenha sido suficientemente rápido (Worldautosteel, 2010; Xia et al, 2006).

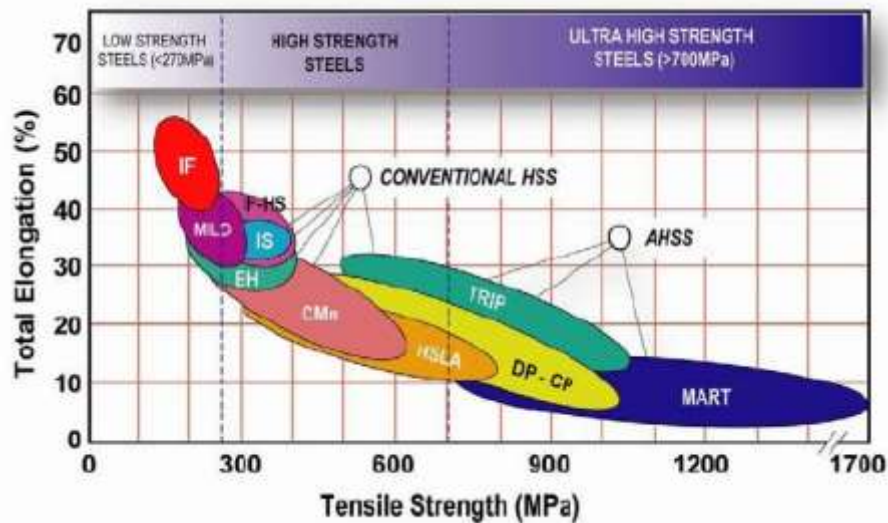


Figura 1. Comparação entre tensão máxima e alongamento para algumas classes de aços comumente utilizados na indústria automotiva. IF = livre de intersticiais; IF-HS = livre de intersticiais/alta resistência; Mild = aço baixo carbono; BH = endurecíveis em forno; HSLA = aço ligado de alta-resistência; TRIP = plasticidade induzida por transformação; DP-CP = fase dual/fases complexas; Mart = martensíticos (Auto Steel Partnership, 2005).

Os aços Transformation Induced Plasticity (TRIP) são aqueles que adquirem maior plasticidade mediante a ocorrência de transformação de fase induzida por deformação plástica (Castro, 2010). Estes aços possuem adição de elementos de liga, entre eles o silício e o alumínio, que afetam decisivamente na soldabilidade. Do ponto de vista microestrutural, a microestrutura do aço TRIP é complexa e consiste basicamente de uma dispersão fina de austenita retida em uma matriz ferrítica em coexistência com martensita e bainita. O efeito TRIP resulta da transformação contínua da austenita metaestável em martensita, proporcionando ao aço uma deformação uniforme e uma maior absorção de energia durante o impacto. A austenita enriquecida é mantida à temperatura ambiente. No entanto, o maior teor de elementos de liga desses aços limita sua soldabilidade e o ciclo térmico do processo de soldagem modifica a cuidadosamente projetada microestrutura contendo austenita, o que resulta em propriedades mecânicas insatisfatórias da solda. Durante um ciclo térmico típico de soldagem, a zona termicamente afetada (ZTA), mais próxima do limite de fusão, é aquecida a temperaturas perto da liquidus. Devido a este ciclo térmico, o tamanho da austenita, a fração volumétrica e a composição (especialmente carbono) variam na ZTA e, assim, a estabilidade da austenita na ZTA é afetada (Wang J e van der Zwaag, 2001).

A alta aplicabilidade dos AHSS se deve, em certo grau, à facilidade de unir as partes de todos os tamanhos, por meio de técnicas convencionais tais como TIG, MIG ou centelhamento. A soldagem a laser difere das técnicas convencionais, sobretudo devido ao baixo aporte térmico, comumente associado a uma alta taxa de resfriamento, o que leva invariavelmente a um baixo nível de distorções.

Os objetivos da presente pesquisa foram estabelecer as condições otimizadas para a soldagem a laser de algumas classes de AHSS, bem como avaliar a sua microestrutura e propriedades mecânicas.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

A Tabela 1 apresenta as propriedades dos aços das classes Dual Phase de 600 MPa de limite de resistência (DP600) e Transformation Induced Plasticity de 750 MPa de resistência máxima (TRIP750) como recebidos. Como se verifica na tabela, as chapas possuem diferentes espessuras, composições e podem eventualmente possuir um revestimento de zinco. A camada GI (hot-dip galvanized) é mais espessa (~87 g/m²) e composta fundamentalmente por Zn, já a camada GA (galvannealed) tem uma espessura menor (~37 g/m²) e constituída por uma liga Zn-Fe. Na Tabela 1 também são apresentados os principais resultados do ensaio de tração nos aços como recebidos: limite de escoamento (σ_y), limite de resistência (σ_{max}) e alongamento uniforme (ϵ_u).

O equipamento utilizado foi um laser a fibra que possui 2 kW de potência média (marca IPG, Modelo YLR-2000) dotado de uma fibra óptica com 50 μ m de diâmetro e 5 metros de extensão. Uma unidade de acoplamento de fibras faz a conexão de uma segunda fibra com 100 μ m de diâmetro e 10 metros de comprimento que é utilizada nos processos de soldagem. A fibra secundária é conectada a um colimador óptico formando o sistema de acoplamento do feixe.

As soldas foram realizadas em uma mesa de comando numérico computadorizada (CNC), controlada por computador por meio do software EMC2 e acionada por motores de passo, com velocidade máxima de 160 mm/s e cursos dos eixos X de 430 mm e Y de 508 mm, ambos com resolução de 5 μ m. Um eixo Z com curso de 215 mm e

resolução de 1 μm foi incorporado à mesa. Este eixo fixa a óptica de focalização e ajusta o foco do feixe do laser sobre a amostra. Para garantir a ausência de contaminação do cordão foi utilizado como gás de proteção o argônio, a um fluxo de 30 l/min.

Tabela 1. Materiais utilizados no estudo, tipo de revestimento, espessura, composição e principais características mecânicas em tração.

Tipo de aço	Revesti-mento	Identifi-cação	Espessura (mm)	Composição (% peso)			σ_y (MPa)	$\sigma_{\max}$ (MPa)	ϵ_u (%)
				C	Si	Mn			
DP600	Não	DP	1,80	0,010	0,46	1,87	420	630	17
	Zn	GI	2,20	0,076	0,03	1,77	430	640	15
	Zn-Fe	GA	1,62	0,076	0,017	1,67	400	610	16
TRIP750	Não	TR	1,60	0,22	1,36	1,49	490	750	23

Para definição dos parâmetros avaliados no presente estudo, a soldagem foi realizada sobre a chapa, sem chanfro, e posteriormente, foram confeccionadas as juntas soldadas de aços similares e dissimilares, conforme mostrado na tabela 2. Os parâmetros constantes nas experiências foram: a) distância focal de 158 mm; b) fluxo de gás argônio em 30 l/min e c) inclinação do cabeçote de 5°. A distância focal constante indica que o plano focal do laser se encontrava na superfície inferior da peça (foco embaixo), independente da espessura da chapa. Não foi retirada a camada galvanizada nesta etapa do trabalho.

Tabela 2. Condições para o estudo da soldabilidade.

Solda (condição)	P (W)	V (mm/s)	V (m/min)	AT (J/mm)
1	1100	50	3	22
2	1200	50	3	24
3	1300	50	3	26
4	1400	50	3	28
5	1400	100	6	14
6	1500	100	6	15

Os parâmetros que sofreram variação foram a velocidade (v) e a potência do laser (P), no intervalo entre 50 e 150 mm/s para a velocidade e 1000 e 1500 W para a potência. O aporte térmico foi variado entre 14 e 28 J/mm e o critério de aceitação, nesta etapa, é se houve penetração total na chapa. No presente estudo, considerou-se o aporte térmico como a razão entre a potência do laser e a velocidade de soldagem.

Com relação às juntas de aços dissimilares, foram unidas chapas de 100 x 200 mm, de forma a realizar um conjunto de 200 x 200 mm. O foco foi mantido na parte inferior das chapas e as condições para os passes foram mantidas em $v = 50$ mm/s e $P = 1300$ W. Nesta etapa, não foi retirado o revestimento. Foram realizados dois passes de soldagem, na frente e no verso da junta. Quando se realizou o primeiro passe, a superfície inferior (verso) ficou levemente oxidada devido ao calor. Portanto, antes de realizar o segundo passe no verso, a superfície é novamente lixada levemente, limpa com pano embebido em etanol e seca por jato de N_2 .

A caracterização das soldas foi feita por meio de microscopia óptica, em amostras polidas e atacadas com nital 2%. Para a avaliação da microestrutura foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura Carl Zeiss FEG-SEM, modelo Gemini Ultra 55 Plus. A determinação das propriedades mecânicas foi feita por ensaios de tração uniaxial, segundo a norma ASTM E8 (ASTM, 2009), em equipamento MTS, modelo 810, com velocidade de deslocamento de 1 mm/min. Foram confeccionados 3 corpos de prova para cada tipo de junta soldada, no sentido transversal ao cordão de solda. Além disso, foram determinadas as durezas Vickers na região de solda, com a aplicação de carga de 300 gf.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1. Soldabilidade

Conforme apresentado na Figura 2, apenas as experiências com o GI (GI5 e GI6) apresentaram penetração parcial nesta etapa para aportes térmicos (AT) de 14 e 15 J/mm. A baixa penetração das soldas 5 e 6, no caso do ensaio GI está associada à formação de um plasma intenso, devido à ablação do revestimento mais espesso e à maior espessura da

chapa de aço. Na Figura 2 se observa o formato típico da soldagem a laser com alta penetração, típico da soldagem por keyhole. Nas condições experimentais, a largura do cordão variou entre 0,4 e 0,7 mm, enquanto a extensão da ZTA ficou entre 0,12 e 0,22 mm. Não foi constatada a presença de trincas nas soldas realizadas.

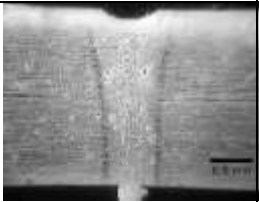
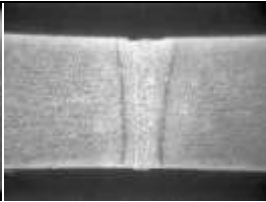
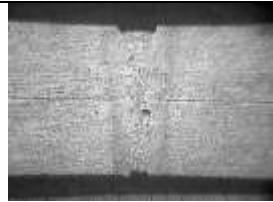
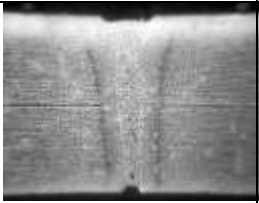
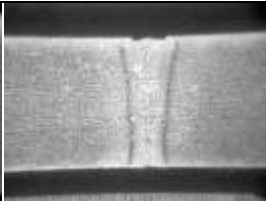
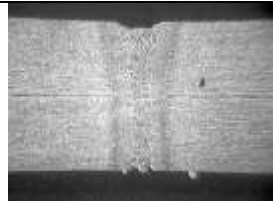
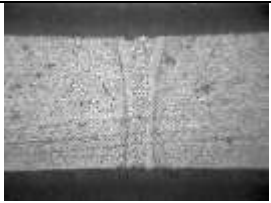
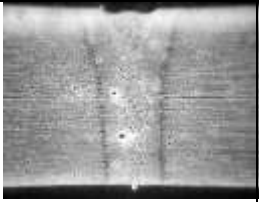
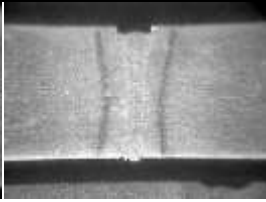
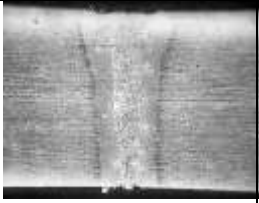
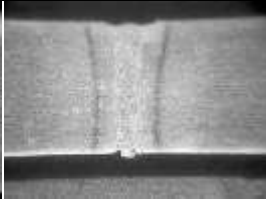
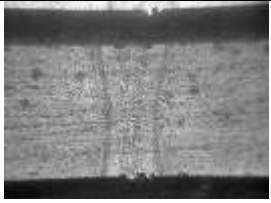
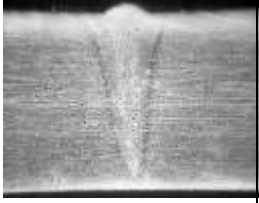
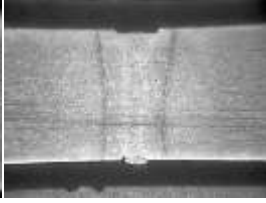
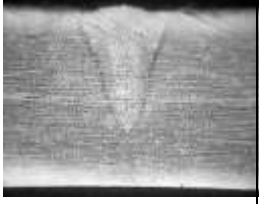
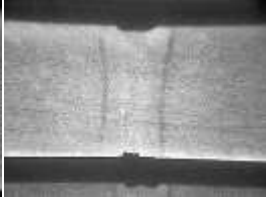
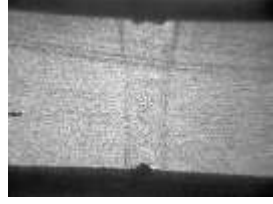
	GI	GA	DP	TR
Condição 1 AT: 22 J/mm				
Condição 2 AT: 24 J/mm				
Condição 3 AT: 26 J/mm				
Condição 4 AT: 28 J/mm				
Condição 5 AT: 14 J/mm				
Condição 6 AT: 15 J/mm				

Figura 2. Macrografias das experiências realizadas em diferentes aportes térmicos (AT). As classes GI, GA, DP e TR são aquelas listadas na Tabela 2. A escala da macrografia GI-1 se aplica a todas as fotos.

3.2. Soldagem de materiais dissimilares

A Figura 3 apresenta uma visão geral das soldas realizadas. A combinação matricial indica o tipo de união. Pode-se verificar que as soldas de topo e verso estão praticamente alinhadas com desvio máximo de 0,5 mm. A largura do cordão de solda variou conforme o tipo da liga devido às diferentes condutividades térmicas e, também, devido ao fato que a distância de trabalho do laser se manteve constante, independentemente da espessura do aço a ser soldado.



Figura 3. Algumas macrografias obtidas depois das soldas realizadas.

A microestrutura das soldas diferiu de uma região à outra e conforme o tipo de aço soldado. No caso da união DP/DP, a zona fundida (ZF) se mostrou fundamentalmente bainítica, como pode ser visto na Figura 4a. Na ZTA, Figura 4b, é possível verificar a evolução da martensita nos contornos de grãos ferríticos. A microestrutura da ZTA é oriunda da austenitização parcial da estrutura em altas temperaturas. Essas microestruturas são mais duras que o material de base e produzem um endurecimento em todo o cordão de solda e adjacências.

A dureza da zona fundida para as soldas confeccionadas com aços da classe DP600 (DP, GI, GA) se situa em 370 HV, enquanto que a ZTA está um pouco acima (390 HV). A dureza do metal base é 190 HV.

A solda do tipo TR/TR também apresenta uma microestrutura tipicamente bainítica na ZF, conforme mostrado na Figura 5a, e transformação parcial martensítica na ZTA (Figura 5b). Algumas placas maiores indicam o coalescimento das placas de bainita em bainita coalescida (Bc). A quantidade de martensita é visivelmente superior àquela observada na ZTA da amostra DP (Figura 4b). Como esperado, a ZF e ZTA da solda do tipo TR/TR apresentou uma dureza superior. A dureza da ZF se situou em 520 HV e da ZTA em 530 HV, comparativamente ao metal base que exibiu uma dureza de 220 HV.

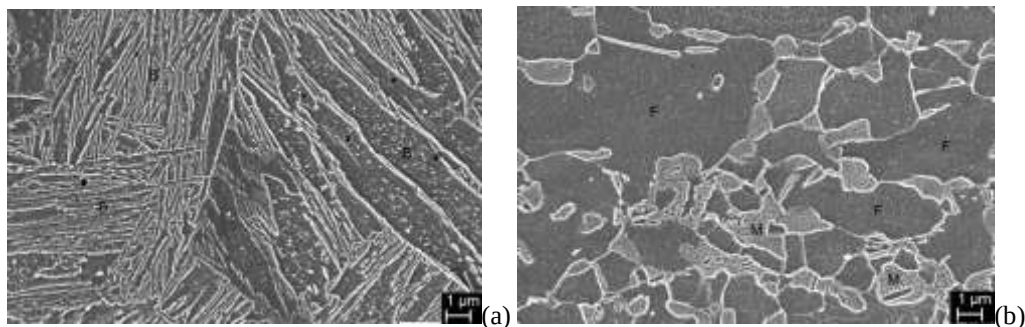


Figura 4. Micrografias eletrônicas por varredura da soldagem entre ligas do tipo DP600: (a) zona fundida e (b) zona termicamente afetada. As letras B, M e F (bainita, martensita e ferrita, respectivamente).

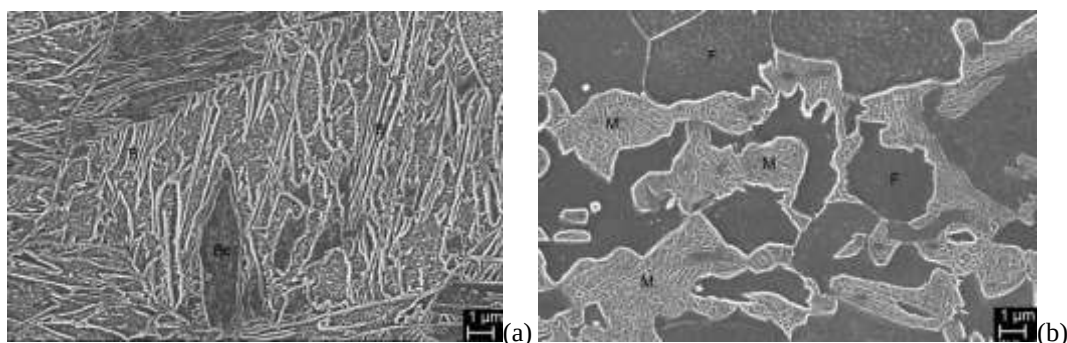


Figura 5. Micrografias eletrônicas por varredura da soldagem similar entre ligas do tipo TRIP750: (a) zona fundida e (b) zona termicamente afetada. As letras B, Bc, M e F (bainita, bainita coalescida, martensita e ferrita, respectivamente).

3.3. Resultados do ensaio de tração

Foi realizado o ensaio de tração uniaxial em três corpos de prova para cada tipo de junta soldada, segundo o padrão ASTM E8 (ASTM, 2009). Um resumo dos resultados é apresentado na Tabela 3, com os valores do limite de escoamento (σ_y), limite de resistência (σ_{max}) e alongamento uniforme (ϵ_u).

Tabela 3. Resumo das propriedades em tração.

Tipo	σ_y (MPa)	σ_{max} (MPa)	ϵ_u (%)	Tipo	σ_y (MPa)	σ_{max} (MPa)	ϵ_u (%)
GA-GA	400±30	670±30	20±1	TR-GA	360±30	590±60	15±1
GA-GI	401±3	651±3	12±1	TR-GI	400±30	660±60	21±1
GA-DP	397±4	661±4	15±1	TR-TR	470±10	762±8	28±1
GI-GI	400±10	630±10	19±1	TR-DP	450±30	707±6	19±1
GI-DP	310±30	490±50	15±1	DP-DP	381±4	650±10	21±2

No caso da tensão de escoamento, verificou-se certa diminuição de valores em relação ao material base, este último apresentado na Tabela 1. Segundo as análises realizadas, os aços DP possuem limite de escoamento entre 400 e 430 MPa e o aço TRIP750 cerca de 490 MPa (Tabela 1). Por outro lado, os aços DP soldados, similares ou dissimilares, apresentaram limite de escoamento entre 300 e 400 MPa. As misturas entre os aços TRIP e DP apresentaram limite de escoamento entre 360 e 450 MPa. Finalmente, soldas do tipo TR/TR exibiram limite de escoamento de 470 MPa, bem próximo aos 490 MPa do material de base.

Os resultados obtidos para o limite de resistência foram semelhantes aos do metal de base. Os melhores resultados foram da união entre os aços TRIP, que também apresentou os maiores valores de alongamento (Tabela 3).

A fratura nos corpos de prova ocorreu longe da solda, sempre no MB de menor resistência mecânica.

4. CONCLUSÕES

Depois de realizado o estudo, as seguintes conclusões podem ser descritas:

a) Os ensaios de soldabilidade mostraram que o procedimento de solda das chapas do tipo DP600 e TRIP750 permitem uma penetração total para aportes térmicos entre 22 e 28 J/mm. Aportes térmicos de 14 e 15 J/mm podem

ser usados para a solda com penetração completa em todos os casos menos no caso GI, devido a sua maior espessura da camada de Zn (aproximadamente 87 g/m²).

b) A microestrutura das soldas apresentou um caráter predominantemente bainítico. Na zona termicamente afetada, existe uma mistura entre a ferrita e a martensita. A dureza variou conforme a zona e o tipo de união, superando substancialmente a dureza do material de base.

c) As juntas soldadas apresentaram limite de resistência quase similar ao material de base, sendo que a fratura ocorreu longe da solda.

5. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo pelo financiamento à pesquisa conforme os processos 2014/26930-7 e 2013/22462-6.

6. REFERÊNCIAS

- Dolfi J. RoMan Engineering Services, 2014, “Advanced High Strength Steel (AHSS) Weld Performance Study for Autobody Structural Components”, Auto/Steel Partnership Joining Project Structural Welding Sub Group Members, Report, 77p.
- Kot, R.A. and Bramfitt B.L., 1981, “Fundamentals of Dual-Phase Steels”, Warrendale, PA, USA, The Metallurgical Society of AIME, 503p.
- Auto Steel Partnership, 2005, “Advanced High Strength Steel Application Guidelines”, Arlington, Virginia, USA, IISI, 2005, 123p.
- Wordautosteel, 2010, “Steel Types”, disponível em: <http://www.worldautosteel.org/SteelBasics/Steel-Types.aspx> [acesso 26 de abril de 2010].
- Xia M., Sreenivasan N., Lawson S. and Zhou Y., 2006, “A Comparative Study of Formability of Diode Laser Welds in DP980 and HSLA Steels”. J. Eng. Mat. Technol., V. 129, pp. 446-452.
- Castro I., 2010, “Aços Avançados de Alta Resistência - Uma Experiência na Usiminas”, Proceedings of 47º Seminário de Laminação - Processos e Produtos Laminados e Revestidos, CD, Belo Horizonte, Brazil.
- Wang J. and van der Zwaag S., 2001, “Stabilisation mechanisms of retained austenite in transformation induced plasticity steels”, Metall. Mater. Trans., Vol. 31A, No. 6, pp. 1527–1539.
- American Society for Testing Materials, 2009, “ASTM E8 / E8M - 08 Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials”. Disponível em: <<http://www.astm.org/Standards/E8.htm>> [acesso em 01 de abril de 2009].

7. DIREITOS AUTORAIS

Os autores são os únicos responsáveis pelo conteúdo do material impresso incluído no seu trabalho.

DISSIMILAR LASER WELDING OF ADVANCED HIGH STRENGTH STEELS

Gilson Carlos de Castro Correard, gcorreard@hotmail.com^{1,2}

Milton Sergio Fernandes de Lima, msflima@gmail.com^{1,2}

¹ Photonics Division, Instituto de Estudos Avançados, 12228-970 São José dos Campos, SP, Brasil.

² Graduate Program on Space Sciences and Technologies, Instituto Tecnológico de Aeronáutica, 12228-900 São José dos Campos, SP, Brasil.

Abstract: *The objectives of this study were to establish the optimized conditions for the laser welding of DP600 and TRIP750 steels and to evaluate their microstructure and mechanical properties. The weldability of the steels was excellent at heat inputs between 14 and 28 J/mm. The microstructure of the weld beads is essentially bainitic. The tensile tests on dissimilar welds showed similar results to the base materials and the fracture occurs in the base material away from the welding.*

Keywords: *laser beam welding, advanced high strength steels, bainite, mechanical testing.*

RESPONSIBILITY NOTICE

The authors are the only responsible for the printed material included in this paper.