UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE LORENA

PAULO HENRIQUE DE OLIVEIRA MONTEIRO ALVES

Soldagem a laser e caracterização microestrutural do aço avançado de alta
resistência DP1000

Lorena - SP
2018

PAULO HENRIQUE DE OLIVEIRA MONTEIRO ALVES

Soldagem a *laser* e caracterização microestrutural do aço avançado de alta resistência DP1000

Tese apresentada à Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo para obtenção do título de Doutor em Ciências do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais na área de Materiais Convencionais e Avançados.

Orientador: Prof. Dr. Hugo R. Z. Sandim

Versão Corrigida

Lorena - SP
2018

AUTORIZO A REPRODUÇÃO E DIVULGAÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTE TRABALHO, POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO, PARA FINS DE ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE

**Ficha catalográfica elaborada pelo Sistema Automatizado
da Escola de Engenharia de Lorena
com os dados fornecidos pelo(a) autor(a)**

Alves, Paulo Henrique de Oliveira Monteiro
Soldagem a laser e caracterização microestrutural
do aço avançado de alta resistência DP1000 / Paulo
Henrique de Oliveira Monteiro Alves; orientador Hugo
Ricardo Zschommler Sandim - Versão Corrigida. -
Lorena, 2018.
149 p.

Tese (Doutorado em Ciências - Programa de Pós
Graduação em Engenharia de Materiais na Área de
Materiais Convencionais e Avançados) - Escola de
Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo.
2018

1. Soldagem a laser. 2. Aços bifásicos. 3.
Transformação de fase. 4. Caracterização
microestrutural. 5. Difração de elétrons
retroespalhados. I. Título. II. Sandim, Hugo Ricardo
Zschommler, orient.

À minha esposa, com amor e gratidão por sua compreensão
ao longo do período de desenvolvimento desta Tese.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente, a Deus autor da vida e fonte de toda a sabedoria.

À família pelo carinho e apoio, sobretudo, nos momentos difíceis.

Ao Prof. Dr. Hugo R. Z. Sandim por toda a ajuda no desenvolvimento deste trabalho, pelas discussões e conselhos.

Aos professores e funcionários do Departamento de Engenharia de Materiais (DEMAR) da Escola de Engenharia de Lorena (EEL/USP) pela oportunidade de desenvolvimento deste trabalho.

Ao Dr. Milton Sérgio Fernandes de Lima do IEAv/CTA pela colaboração na soldagem a *laser*.

Aos pesquisadores Prof. Dr.-Ing. Dierk Raabe, Dipl.-Ing. (FH) Benjamin Breitbach e Katja Angenendt do Max-Planck-Institut für Eisenforschung (MPIE) pela ajuda na caracterização via DRX, FEG-MEV e EBSD.

Aos colegas do Programa de Pós-graduação em Engenharia de Materiais (PPGEM) pelo companheirismo e pelos momentos de descontração.

Ao Dr. Kahl D. Zilnyk pela ajuda no processamento e análise dos dados de EBSD e ThermoCalc®.

Ao Prof. Dr. Waldek W. Bose Filho e ao técnico Douglas Bon da EESC/USP pela ajuda na realização dos ensaios de tração uniaxial.

Aos colegas da Maxion pelo incentivo.

RESUMO

ALVES, P. H. O. M. **Soldagem a *laser* e caracterização microestrutural do aço avançado de alta resistência DP1000**. 2018. 149 p. Tese (Doutorado em Ciências) - Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2018.

O desenvolvimento dos veículos atuais vem sendo impulsionado pela necessidade de redução de massa associada com o aumento da segurança para os passageiros. Na procura de novos materiais e processos para atender estas exigências, os aços bifásicos ferrítico-martensíticos ou DP vêm se destacando entre os aços avançados de alta resistência (AHSS), por apresentar elevada resistência mecânica e boa ductilidade. Da mesma forma, a soldagem a *laser* vem se mostrando promissora para junção desta classe de materiais. Este processo permite unir os aços DP com boa qualidade metalúrgica sem significativas distorções dimensionais. Embora os aços DP apresentem boa soldabilidade, um amolecimento localizado na zona afetada pelo calor (ZAC) também é observado, especialmente no aço DP1000, que apresenta elevada fração de martensita. Desta forma, esta Tese propõe a soldagem a *laser* do aço DP1000 de espessura 1,80 mm, seguida de uma sistemática caracterização microestrutural, visando a produção de juntas soldadas suficientemente resistentes. Para isto, foram produzidos cordões numa chapa de aço DP1000, variando a potência nominal de soldagem entre 0,4 e 2,0 kW e a velocidade de soldagem entre 20 e 150 mm/s. A caracterização microestrutural foi conduzida com o auxílio das técnicas de microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV), difração de raios X (DRX) e difração de elétrons retroespalhados (EBSD). As juntas soldadas mais representativas foram submetidas a ensaios de dureza Vickers e tração uniaxial. Os resultados mostram que é possível produzir juntas soldadas resistentes no aço DP1000. Todavia, é fundamental que a combinação de parâmetros gere soldas com penetração total e mínima largura de ZAC, limitando a quantidade de amolecimento da martensita prévia e a fração volumétrica de austenita retida. Na presente Tese, os melhores resultados foram obtidos para uma potência de 2,0 kW e velocidade de 150 mm/s.

Palavras-chaves: Soldagem a *laser*. Aços bifásicos. Transformação de fase. Caracterização microestrutural. Difração de elétrons retroespalhados.

ABSTRACT

ALVES, P. H. O. M. **Laser beam welding and microstructural characterization of advanced high strength steel DP1000.** 2018. 149 p. Thesis (Doctoral of Science) - Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2018.

The development of modern vehicles has been driven by the need of mass reduction associated with the increase of the safety of passengers. In the search for new materials and processes to meet these requirements, ferritic-martensitic dual-phase (DP) steels are potential candidates among advanced high-strength steels (AHSS), because of their high mechanical strength and good ductility. In that sense, laser beam welding has been shown promising for joining this class of materials. This process allows joining DP steels with good metallurgical quality without large dimensional distortions. Although DP steels show good weldability, a localized softening in the heat affected zone (HAZ) is also observed, especially in DP1000 steel which contains large amounts of martensite. Thus, laser beam welding has been performed in DP1000 steel with thickness of 1.80 mm, followed by a systematic microstructural characterization, aiming at the production of resistant welded joints. For this, bead-on-plate welds were carried out in DP1000 steel, varying the welding power between 0.4 and 2.0 kW and the welding speed between 20 and 150 mm/s. The microstructural characterization was conducted with the aid of light optical microscopy (LOM), scanning electron microscopy (SEM), X-ray diffraction (XRD), and electron backscattered diffraction (EBSD). The most representative welded joints were tested for Vickers hardness and uniaxial tensile test. Results show that it is possible to produce sound and resistant welded joints in DP1000 steel. However, it is critical that the combination of parameters allows the obtainment of welds with full penetration and minimum HAZ width, limiting the amount of softening of prior martensite and the volume fraction of retained austenite. In the present Thesis, this was achieved using a power of 2.0 kW and a welding speed of 150 mm/s.

Keywords: Laser beam welding. Dual-phase steels. Phase transformation. Microstructural characterization. Electron backscattered diffraction.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Diagrama ilustrativo das faixas atuais de propriedades mecânicas dos aços AHSS.	26
Figura 2 - Informações de materiais utilizados no Ford Edge modelo 2015. a) indicação das classes e cores dos materiais utilizadas; b) e c) componentes fabricados e localização na carroceria do veículo.	26
Figura 3 - Gráficos esquemáticos do aço dual-phase GM 980X comparados com outros aços ao carbono e HSLA de aplicação automotiva disponíveis na época. a) curva tensão-deformação convencional e b) relação entre resistência e ductilidade. A designação HSLA refere-se aos aços de diferentes graus de resistência mecânica SAE 980X e SAE 950X. ...	29
Figura 4 - Desenho esquemático do resfriamento durante a produção dos aços DP. a) produção via laminação a quente e b) produção via laminação a frio seguido de recozimento contínuo.	29
Figura 5 - Desenho esquemático da linha de recozimento contínuo instalada na SSAB da Suécia.	31
Figura 6 - Projeto do Ford Edge modelo 2015 com destaque para o uso do aço DP1000 em alguns itens estruturais e de segurança.	32
Figura 7 - Desenho esquemático do princípio de funcionamento do laser de CO ₂	35
Figura 8 - Desenho esquemático do princípio de funcionamento do laser de Nd:YAG. ...	36
Figura 9 - Desenho esquemático da estrutura básica do laser de fibra.	37
Figura 10 - Variação do perfil da solda em função da velocidade. a) normal; b) com depressão; c) sobreposto sem penetração - seção longitudinal e d) concavidade excessiva.	38
Figura 11 - Desenho esquemático dos modos de soldagem a laser. a) condução - semicircular e b) “keyhole”.	39
Figura 12 - Desenho esquemático do princípio da soldagem a laser “keyhole”.	40
Figura 13 - Macrografia da seção transversal da solda “keyhole” (penetração total) de um aço C-Mn de espessura de 6 mm usando laser de Nd:YAG.	40
Figura 14 - Desenho esquemático do efeito da dimensionalidade do fluxo de calor na geometria da solda. a) bidimensional: para chapas finas com penetração total; b) bidimensional: para soldas finas com penetração total e laterais paralelas, por exemplo, soldagem a laser; c) tridimensional: para soldas de chapas espessas com penetração parcial e d) tridimensional: para solda em condições intermediárias com penetração quase total.	44
Figura 15 - Desenho esquemático da fonte de calor e sistema de coordenadas (x, y, z) móveis proposto por Rosenthal.	45

Figura 16 - Desenho esquemático do sistema de coordenadas modificado por Rosenthal para solução analítica.....	47
Figura 17 - Micrografia da seção transversal de um aço DP600S soldado a laser com velocidade de 1,4 m/min. exemplificando a metodologia de medida.	48
Figura 18 - Desenho esquemático do crescimento epitaxial e competitivo em soldagem.	49
Figura 19 - Desenho esquemático das várias subzonas que podem ser formadas na ZAC de um aço ao carbono contendo 0,15% C.....	53
Figura 20 - Desenho esquemático dos estágios de encruamento durante a deformação plástica dos aços DP. Conforme o modelo Crussard-Jaoul (C-J) modificado baseado na equação de Swift.	56
Figura 21 - Desenho esquemático da estação de soldagem a laser a fibra instalada no DedALO/IEAv/CTA.	60
Figura 22 - Desenho esquemático do mapeamento feito nas seções transversal e longitudinal das amostras.....	61
Figura 23 - Fotografia dos corpos de prova de tração retificados para evitar a concentração de tensão na região soldada.	65
Figura 24 - Cálculo termodinâmico da fração mássica em função da temperatura, em condições de equilíbrio. a) diagrama completo e b) diagrama ampliado na região entre 400 e 600 °C.	68
Figura 25 - Micrografia das seções transversal, longitudinal e normal do aço DP1000 na condição “como recebido”, mostrando a microestrutura bifásica ferrita-martensita. MO após ataque com Nital 2%. DT, DL e DN referem-se às direções transversal, longitudinal e normal, respectivamente.....	70
Figura 26 - Micrografia da seção transversal (plano DT-DN) do aço DP1000 na condição “como recebido”, destacando alguns grãos ferríticos. MO após ataque com LePera modificado. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.	71
Figura 27 - Micrografia do aço DP1000 na condição “como recebido”, mostrando a microestrutura ao longo da espessura. a) seção transversal (plano DT-DN) - ¼ espessura; b) seção longitudinal (plano DL-DN) - ¼ espessura; c) Seção transversal (plano DT-DN) - ½ espessura e d) seção longitudinal (plano DL-DN) - ½ espessura. MO após ataque com Nital 2%. DT, DL e DN referem-se às direções transversal, longitudinal e normal, respectivamente.	72
Figura 28 - Micrografia da seção transversal (plano DT-DN) do aço DP1000 na condição “como recebido”, mostrando a microestrutura bifásica ferrítica-martensítica. MEV - imagem no modo elétrons retroespalhados. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.	74

Figura 29 - Micrografia da seção transversal (plano DT-DN) do aço DP1000 na condição “como recebido” com detalhes das estruturas de discordâncias no interior de um grão ferrítico. MEV - imagem no modo ECCI. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.	75
Figura 30 - Micrografia da seção transversal (plano DT-DN) do aço DP1000 na condição “como recebido” com detalhes das estruturas de discordâncias no interior dos grãos. a) ferrita e martensita e b) detalhe ampliado de a). MEV - imagem no modo ECCI. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.	76
Figura 31 - Gráfico da influência dos parâmetros de soldagem no perfil da solda. a) penetração em função da potência nominal para velocidade de 50 mm/s e b) largura da junta soldada em função da velocidade para a potência de 1,0 kW. L ₁ , L ₂ e L ₃ referem-se a largura medida na superfície, no meio e na raiz da solda.	82
Figura 32 - Aporte de calor normalizado em função da largura do cordão de solda.	84
Figura 33 - Micrografia da seção transversal (plano DT-DN) da junta soldada P1,0/V70. MO após ataque com Klemm I. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.	86
Figura 34 - Micrografia da seção transversal (plano DT-DN) da junta soldada P2,0/V150 na ZF usando diferentes ataques químicos. a) MO após ataque com LePera modificado; b) MO após ataque com Nital 3% e c) MO após ataque com Klemm I. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.	87
Figura 35 - Micrografia da seção transversal (plano DT-DN) da junta soldada P1,0/V40 na ZF. a) região 1; b) região 2 e c) região 3. MO após ataque com Klemm I. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente. Azul - martensita (α'), marrom - bainita (α_b) e branco - austenita retida (γ_r).	89
Figura 36 - Micrografia da seção transversal (plano DT-DN) da junta soldada P1,0/V70 na região de transição líquido-sólido. MO após ataque com Klemm I. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.	90
Figura 37 - Micrografia da seção transversal (plano DT-DN) da junta soldada P2,0/V150. a) RGF da ZAC e b) transição entre RIC e RSC da ZAC. MO após ataque com LePera modificado. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.	91
Figura 38 - Micrografia da seção transversal (plano DT-DN) da junta soldada P1,0/V70 na transição entre as regiões RIC e RSC da ZAC. MO após ataque com Klemm I. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.	92
Figura 39 - Perfil de microdureza Vickers da seção transversal (plano DT-DN) das juntas soldadas: a) P1,0/V20; b) P1,2/V50; c) P2,0/V150 e d) gráfico comparativo dos perfis de microdureza das juntas soldadas P1,0/V20, P1,2/V50 e P2,0/V150. MO (estereoscópio) e ataque com Nital 3%. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.	94
Figura 40 - Gráfico comparativo das curvas tensão-deformação de engenharia obtidas para o MB, P1,0/V20 e P2,0/V150.	97

Figura 41 - Difratogramas de raios X do aço DP1000. a) amostra do MB; b) junta soldada P1,0/V20 e c) junta soldada P2,0/V150.	99
Figura 42 - Micrografia da seção transversal (plano DT-DN) da junta soldada P2,0/V150. a) MEV com sinal de elétrons secundários e b) MEV com sinal de elétrons retroespalhados. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.	101
Figura 43 - Micrografia da seção transversal (plano DT-DN) da junta soldada P2,0/V150. a) centro da ZF; b) ZF região 1 e c) ZF região 2. MEV com sinal de elétrons retroespalhados. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.	102
Figura 44 - Micrografia da seção transversal (plano DT-DN) da junta soldada P2,0/V150 na ZF, com detalhe das ripas de martensita e do contorno do grão austenítico prévio. MEV com sinal de elétrons retroespalhados. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.	103
Figura 45 - Micrografia da seção transversal (plano DT-DN) da junta soldada P2,0/V150 na RGF da ZAC. a) MEV com sinal de elétrons secundários e b) MEV com sinal de elétrons retroespalhados. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.	104
Figura 46 - Micrografia da seção transversal (plano DT-DN) da junta soldada P2,0/V150. a) RSC da ZAC e b) ampliação da região delineada da RSC. MEV com sinal de elétrons retroespalhados. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.	106
Figura 47 - Micrografia da seção transversal (plano DT-DN) da junta soldada P2,0/V150 na RSC da ZAC, com detalhe do grão “ilha” de austenita retida. MEV com sinal de elétrons retroespalhados. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.	107
Figura 48 - Resultados do mapeamento de EBSD da junta soldada P2,0/V150. a) mapa de orientações (OIM); b) mapa de fases e c) mapa de qualidade (IQ), delineando as regiões A1, A2, A3 e A4 detalhadas na caracterização. MEV-FEG-EBSD. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.	109
Figura 49 - Resultados do mapeamento de EBSD da junta soldada P2,0/V150. a) mapa de qualidade (IQ), mostrando os contornos de alto e baixo ângulo e b) mapa da desorientação média de Kernel (KAM). DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.	110
Figura 50 - Detalhes da região A1 do mapeamento de EBSD da junta soldada P2,0/V150. a) mapa de orientações; b) mapa de qualidade, mostrando a fração de contornos de grãos de alto e baixo ângulo e c) mapa de fases. MEV-FEG-EBSD. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.	112
Figura 51 - Detalhes da região A2 do mapeamento de EBSD da junta soldada P2,0/V150. a) mapa de orientações; b) mapa de qualidade, mostrando a fração de contornos de grãos de alto e baixo ângulo e c) mapa de fases. MEV-FEG-EBSD. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.	113

- Figura 52** - Detalhes da região A3 do mapeamento de EBSD da junta soldada P2,0/V150. **a)** mapa de orientações; **b)** mapa de qualidade, mostrando a fração de contornos de grãos de alto e baixo ângulo e **c)** mapa de fases. MEV-FEG-EBSD. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente..... 114
- Figura 53** - Detalhes da região A4 do mapeamento de EBSD da junta soldada P2,0/V150. **a)** mapa de orientações; **b)** mapa de qualidade, mostrando a fração de contornos de grãos de alto e baixo ângulo e **c)** mapa de fases. MEV-FEG-EBSD. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente..... 115
- Figura 54** - Mapa de orientações da região A2 da junta soldada P2,0/V150 após a separação dos microconstituintes. **a)** martensita; **b)** ferrita e **c)** gráfico da distribuição bimodal do tamanho de grão (TG) dos microconstituintes. MEV-FEG-EBSD. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente. 118
- Figura 55** - Mapa de orientações da região A3 da junta soldada P2,0/V150 após a separação dos microconstituintes. **a)** martensita; **b)** ferrita e **c)** gráfico da distribuição bimodal do tamanho de grão (TG) dos microconstituintes. MEV-FEG-EBSD. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente. 119
- Figura 56** - Mapa de orientações da região A4 da junta soldada P2,0/V150 após a separação dos microconstituintes. **a)** martensita; **b)** ferrita e **c)** gráfico da distribuição bimodal do tamanho de grão (TG) dos microconstituintes. MEV-FEG-EBSD. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente. 120
- Figura 57** - Mapa de orientações da região A1, correspondente a ZF da junta soldada P2,0/V150. **a)** ZF após a soldagem e **b)** reconstrução automática da austenita primária da ZF. MEV-FEG-EBSD. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente..... 122

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Microconstituintes formados durante o superresfriamento da austenita.	50
Tabela 2 - Modelos de encruamento e os parâmetros de modelagem utilizados.	57
Tabela 3 - Valores (p%) típicos de composição química do aço DP1000 informados no catálogo do fabricante.	58
Tabela 4 - Composição química do aço DP1000 obtida via espectrometria de emissão óptica comparada com o informado pelo fabricante. EXP - experimental e SSAB - fabricante....	66
Tabela 5 - Variação do perfil do cordão de solda para velocidade de soldagem de 50 mm/s e potência nominal entre 1,2 e 0,4 kW. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.	78
Tabela 6 - Variação do perfil do cordão de solda para a potência nominal de 0,8 kW e velocidade de soldagem entre 70 e 20 mm/s. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.....	80
Tabela 7 - Variação do perfil do cordão de solda para a potência nominal de 1,0 kW e velocidade de soldagem entre 150 e 20 mm/s. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.....	81
Tabela 8 - Perfil do cordão de solda para potência nominal de 2,0 kW e velocidade de soldagem 150 mm/s. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.	82
Tabela 9 - Nomenclatura e parâmetros utilizados na soldagem do aço DP1000.....	83
Tabela 10 - Propriedades mecânicas obtidas por meio dos ensaios de tração uniaxial para o MB, P2,0/V150 e P1,0/V20.....	97
Tabela 11 - Parâmetros de encruamento obtidos entre σ_0 e σ_R da curva tensão-deformação.	98
Tabela 12 - Resultados quantitativos da difração de raios X após refinamento via método de Rietveld.	100
Tabela 13 - Fração volumétrica e tamanho de grão médio da austenita retida nas regiões A1, A2, A3 e A4 da solda P2,0/V150.....	116
Tabela 14 - Tamanho de grão médio (diâmetro) da martensita e da ferrita nas diferentes regiões detalhadas (A2, A3 e A4) da junta soldada P2,0/V150.	121

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AHSS	<i>Advanced high-strength steels</i>
ASM	<i>American Society for Metals</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
AUST SS	<i>Austenitic stainless steel</i>
AWS	<i>American Welding Society</i>
BCC	<i>Body-centred cubic</i>
BH	<i>Bake hardening</i>
BIW	<i>Body-in-white</i>
BSE	<i>Backscatter detector</i>
CALPHAD	<i>Calculation of phase diagrams ou Computer coupling of phase diagrams and thermochemistry</i>
CCD	<i>Charge-coupled device</i> ou dispositivo de carga acoplada
C-J	Crussard-Jaoul
CNC	Comando numérico computadorizado
CP	<i>Complex-phase</i>
DedALO	Laboratório de Desenvolvimento e Aplicação de <i>Laser</i> e Óptica
DEMAR	Departamento de Engenharia de Materiais - EEL/USP
DP	<i>Dual-phase</i>
DRX	Difração de raios X
EBSD	<i>Electron backscatter diffraction</i> ou difração de elétrons retroespalhados
ECCI	<i>Electron channeling contrast imaging</i>
FB	<i>Ferritic-bainitic</i>
FCC	<i>Face-centred cubic</i>
FSV	<i>Future Steel Vehicle</i>
HF	<i>Hot-formed</i>
HPDL	<i>Lasers</i> de diodo de alta potência
HSLA	<i>High-strength low-alloy</i>
HSS	<i>High-strength steels</i>
IEAv	Instituto de Estudos Avançados
IQ	<i>Image quality</i> ou mapa de índice de qualidade
KAM	<i>Kernel average misorientation</i> ou desorientação média de Kernel

KS	Kurdjumov-Sachs
<i>laser</i>	<i>Light amplification by stimulated emission of radiation</i>
L-IP	<i>Lightweight with induced plasticity</i>
MA	Martensita-austenita
Mag	<i>Magnification</i> ou <i>ampliação</i>
MB	Metal-base
MPIE	<i>Max-Planck-Institut für Eisenforschung</i>
MS	<i>Martensitic</i>
NEMAF	Núcleo de Ensaio de Materiais e Análise de Falhas
OIM	<i>Orientation imaging microscopy</i> ou mapa de orientações
PC	Computador
RGF	Região de grãos finos
RGG	Região de grãos grosseiros
RIC	Região intercrítica
RSC	Região subcrítica
SE	<i>Secondary electrons</i>
S-IP	<i>Shear band formation-induced plasticity</i>
SMM	Departamento de Engenharia de Materiais - EESC/USP
SSAB	<i>Swedish Steel AB</i>
TIG	<i>Tungsten inert gas</i>
TRIP	<i>Transformation-induced plasticity</i>
TTT	Tempo-temperatura-transformação
TWB	<i>Tailor welded blanks</i>
TWIP	<i>Twining-induced plasticity</i>
ULSAB	<i>Ultralight Steel Auto Body</i>
ULSAB-AVC	<i>Ultralight Steel Auto Body - Advanced Vehicle Concepts</i>
WD	<i>Work distance</i>
ZA	Zona amolecida
ZAC	Zona afetada pelo calor
ZF	Zona fundida

LISTA DE SIMBOLOS

A_{r_3}	Temperatura de início de transformação da austenita em ferrita durante o resfriamento
M_s	Temperatura de início da transformação martensítica
A_{c_1}	Temperatura de transformação eutetóide durante o aquecimento
α	Ferrita alfa
α'	Martensita
γ	Austenita
x	Coordenada na direção da soldagem (mm)
y	Coordenada transversal a direção da soldagem (mm)
z	Coordenada normal a superfície de soldagem (mm)
T	Temperatura de soldagem (K)
$k(T)$	Condutividade térmica do material em função da temperatura (J/mm s ⁻¹ K ⁻¹)
$\rho(T)$	Densidade do material em função da temperatura (g/mm ³)
$c(T)$	Calor específico do material em função da temperatura (J/g ⁻¹ K ⁻¹)
a	Difusividade térmica (mm ² /s)
Q	Fonte ou sorvedouro de calor (W/mm ³)
Q_s	Distribuição do fluxo de calor (W/mm ²)
ξ	Distância da fonte de calor pontual até uma posição fixa ao longo do eixo x
v	Velocidade de soldagem (mm/s ²)
q'	Aporte de calor (J/m)
η	Eficiência do processo de soldagem
q	Energia ou potência nominal de soldagem (W ou J/s)
E	Tensão (V)
I	Corrente (A)
K_0	Função de Bessel modificada de segundo tipo e ordem zero
q''	Aporte de calor por unidade de área (J/mm ²)
d	Profundidade da solda (mm)
r_{Ac_1} e r_m	Posições das isothermas correspondentes às temperaturas T_{Ac_1} e T_m
T_{Ac_1}	Temperatura em Ac_1 (K)

T_m	Temperatura de fusão absoluta (K)
γ_r	Austenita retida
α_b	Bainita
M_f	Temperatura de término da transformação martensítica
M_n	Temperatura em que a microestrutura consiste de n% de martensita e 1-n% de austenita retida
α'_r	Martensita revenida
C_{eq}	Carbono equivalente
p%	Porcentagem em peso
A(C)	Fator de acomodação
K	Coeficiente de resistência ao escoamento (MPa)
n	Expoente de encruamento
σ_0	Tensão ou limite de escoamento (MPa)
ε_0	Deformação inicial
A e B	Constantes de Voce
x-y-z	Eixos da mesa CNC
λ	Comprimento de onda (nm)
L_0	Base de medida inicial
A_3	Temperatura de início de transformação da austenita em ferrita no equilíbrio
A_1	Temperatura de transformação eutetóide no equilíbrio
δ	Ferrita delta
L_1, L_2 e L_3	Largura da junta solda na superfície, no meio e na raiz da solda
η	Eficiência do processo de soldagem
σ_R	Limite de resistência (MPa)
A_T	Alongamento total (%)
$\bar{R}$	Coeficiente de anisotropia normal
ΔR	Coeficiente de anisotropia planar
R^2	R-quadrado ajustado ou coeficiente de determinação
Fe- α	Ferro alfa
Fe- γ	Ferro gama
A1, A2, A3 e A4	Regiões detalhadas via EBSD

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO, JUSTIFICATIVAS E OBJETIVOS	21
2	REVISÃO DA LITERATURA	24
2.1	AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA	24
2.1.1	Aços bifásicos (DP)	27
2.1.2	Aços ferrítico-bainíticos (FB)	32
2.1.3	Aços multifásicos	32
2.1.4	Aços martensíticos (MS ou MART)	33
2.1.5	Aços de plasticidade induzida por maclação (TWIP)	33
2.2	PROCESSOS DE SOLDAGEM	34
2.2.1	Soldagem a <i>laser</i>	34
2.2.2	Efeito da velocidade de soldagem a <i>laser</i>	38
2.2.3	Modos de soldagem	38
2.3	METALURGIA DA SOLDAGEM	41
2.3.1	Transferência de calor na soldagem a <i>laser</i>	41
2.3.2	Transformações de fase na soldagem	48
2.3.3	Evolução microestrutural nas juntas soldadas dos aços DP	52
2.4	ENCRUAMENTO DE AÇOS DP	55
2.4.1	Modelos de encruamento de aços DP	56
3	MATERIAIS E MÉTODOS	58
3.1	MATERIAL	58
3.2	MÉTODOS	58
3.2.1	Análise química	58
3.2.2	Cálculo de equilíbrio de fases do aço DP1000	59
3.2.3	Soldagem a <i>laser</i>	59
3.2.4	Preparação metalográfica	60
3.2.5	Caracterização microestrutural	61
3.2.6	Reconstrução dos grãos austeníticos originais	63
3.2.7	Quantificação da austenita retida via difração de raios X	63
3.2.8	Ensaio mecânicos	64
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	66
4.1	CARACTERIZAÇÃO DO METAL-BASE	66

4.1.1	Composição química	66
4.1.2	Cálculo termodinâmico das quantidades das fases.....	67
4.1.3	Caracterização microestrutural do material de partida	69
4.2	SOLDAGEM A <i>LASER</i>	77
4.2.1	Caracterização microestrutural das juntas soldadas	84
4.2.2	Perfis de microdureza Vickers	93
4.2.3	Ensaio de tração uniaxial	95
4.2.4	Difração de raios X da junta soldada	98
4.2.5	Caracterização microestrutural da junta soldada P2,0/V150	100
5	CONCLUSÕES.....	123
	REFERÊNCIAS.....	125
	ANEXO A - PUBLICAÇÃO.....	137

1 INTRODUÇÃO, JUSTIFICATIVAS E OBJETIVOS

Atualmente, existe um grande interesse da indústria automobilística nos aços avançados de alta resistência, do inglês *Advanced High-Strength Steels* (AHSS). Este interesse está associado ao aumento contínuo das exigências mercadológicas e legais (ambientais), que impõe aos novos projetos de veículos desafios ligados a eficiência energética e segurança dos passageiros. Para atender estes requisitos, o emprego dos aços AHSS também contribui para a redução de massa, proporcionando economia de combustível e redução da emissão de gases poluentes e do efeito estufa. Além disto, atua de forma estrutural na melhoria dos padrões de segurança dos veículos, avaliados e classificados por meio dos chamados *crash-tests*.

Neste contexto, os chamados aços bifásicos ou *dual-phase* (DP) destacam-se por apresentar propriedades mecânicas superiores aos aços C-Mn convencionais, permitindo a aplicação em componentes estruturais com espessuras reduzidas. Os aços DP apresentam microestrutura de característica do tipo compósito, constituída basicamente de uma matriz ferrítica dúctil e uma segunda fase dura (martensita), responsável pelo endurecimento (KANG et al., 2007; TASAN et al., 2015). Estes aços são comercialmente produzidos via resfriamento controlado a partir da austenita em produtos laminados a quente ou, fases ferrita e austenita em produtos laminados a frio recozidos continuamente (KEELER; KIMCHI; J MOONEY, 2017).

Sua microestrutura peculiar confere boa conformabilidade e elevada resistência mecânica (DAVIES, 1978; GHADBEIGI et al., 2010; RAMOS; MATLOCK; KRAUSS, 1979; SHEN; LEI; LIU, 1986; TASAN et al., 2014a, 2014b; TASAN; HOEFNAGELS; GEERS, 2010) tornando-o um material indispensável na indústria automobilística. O aço DP1000, estudado nesta Tese, bem como os aços AHSS de resistência mecânica superior a 1000 MPa, são frequentemente usados em carrocerias (*body-in-white* - BIW), sobretudo, em reforços estruturais e outros componentes de segurança, com a vantagem da redução de espessura associada à melhoria de desempenho em serviço (BALUCH; UDIN; ABDULLAH, 2014; LARA; PICAS; CASELLAS, 2013; WANG et al., 2013).

A soldagem a *laser* (*laser beam welding* - LBW) também vem se destacando no segmento industrial, por reunir uma série de vantagens sobre outras técnicas de junção amplamente utilizadas. O processo se caracteriza por produzir uma pequena zona afetada pelo calor (ZAC) e alta penetração (MAJUMDAR; MANNA, 2011), proveniente de sua alta densidade de energia e baixo aporte de calor, que produzem juntas com baixas distorções

dimensionais e elevada qualidade metalúrgica. Tais resultados são alcançados pela combinação adequada dos parâmetros de potência e velocidade de soldagem, além da apropriada posição focal e gás de proteção (BENYOUNIS; OLABI; HASHMI, 2005).

Uma importante aplicação da soldagem a *laser* é na produção dos chamados *tailor welded blanks* (TWB). Estas peças semiacabadas são produzidas pela combinação de uma ou mais chapas de diferentes materiais, geralmente aços AHSS, com espessura, superfície e/ou tratamento distintos que são soldadas antes do processo conformação (SHARMA; MOLIAN, 2009).

Apesar dos benefícios da soldagem a *laser*, ainda existem desafios para a junção de aços AHSS, especialmente os aços DP de classes superiores como DP1000, que apresentam elevada fração volumétrica de martensita (PARKES et al., 2013, 2014; XU et al., 2012). Após a soldagem, estes aços DP apresentam uma zona amolecida (ZA) na região subcrítica da ZAC que é atribuída, principalmente, à diminuição da dureza da martensita preexistente em decorrência do seu revenimento ou da sua decomposição durante a soldagem (XIA et al., 2008). A otimização dos parâmetros de soldagem (potência, velocidade, posição focal e rugosidade) para minimizar o efeito da ZA em aços similares ao DP1000 também foi investigada (BANDYOPADHYAY; PANDA; SAHA, 2016), porém, os resultados, ainda que positivos, mostraram a ocorrência de falha na ZA, mesmo com uma redução de 67% na largura e 55% no amolecimento desta região. A formação da ZA também é atribuída a presença de cementita, como um produto de decomposição da martensita preexistente (BALTAZAR-HERNANDEZ; NAYAK; ZHOU, 2011). A diminuição da densidade de discordâncias da ferrita preexistente e o possível surgimento dos microconstituintes bainita, e martensita-austenita também são apontados como responsáveis por um segundo estágio de amolecimento na ZAC (WANG et al., 2016). Por outro lado, a presença de carbonetos contendo cromo e molibdênio podem contribuir para aumento da resistência a este amolecimento localizado (BIRO et al., 2010).

Portanto, ainda há espaço para uma investigação sistemática da interação entre os principais parâmetros de soldagem (potência nominal e velocidade) e as transformações microestruturais que afetam diretamente o comportamento mecânico deste aço. Neste cenário, a presente Tese tem como objetivo principal a produção de soldas no aço DP1000 com penetração total e suficientemente resistentes. Para isto, o aço DP1000 de espessura 1,80 mm foi soldado numa configuração conhecida como *bead-on-plate*, variando a potência de soldagem entre 0,4 e 2,0 kW e a velocidade de soldagem entre 20 e 150 mm/s.

A caracterização microestrutural do aço DP1000 foi realizada com o auxílio das técnicas de microscopia óptica (MO) combinada com ataque metalográfico seletivo e microscopia eletrônica de varredura (MEV) em diferentes modos de operação. Também foi utilizada a técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) de alta resolução para caracterização e quantificação dos elementos microestruturais presentes na junta soldada mais estreita e resistente. A técnica de difração de raios X com capilar foi empregada para identificar a presença ou não de austenita retida nas juntas soldadas. Por fim, amostras representativas foram submetidas a ensaios de tração convencionais para avaliar o comportamento mecânico do aço DP1000 após a soldagem.

Os resultados mostram que é possível produzir uma junta soldada como elevada resistência no aço DP1000. No entanto, são necessários parâmetros de soldagem apropriados que permitam a produção de uma solda com mínima largura de ZAC, limitando a quantidade de amolecimento da martensita preexistente e fração volumétrica de austenita retida. A condição de soldagem ideal para o material investigado foi uma potência nominal de 2,0 kW e uma velocidade de soldagem de 150 mm/s, correspondendo aos valores máximos permitidos no equipamento disponível para a realização deste trabalho. Nestas condições, o aço DP1000 após a soldagem apresentou propriedades mecânicas, relativamente, próximas da sua condição inicial, o que é ideal em um processo de junção.

Os principais resultados desta Tese foram sumarizados numa publicação completa no periódico *Journal of Materials Processing Technology*, cujo texto na íntegra é apresentado no Anexo A.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA

Os aços AHSS são uma classe de materiais sofisticados produzidos de forma controlada para a obtenção de boas propriedades mecânicas, incluindo resistência à fadiga. A composição química é cuidadosamente controlada, assim como ciclos de aquecimento e resfriamento do processamento termomecânico, para a produção das microestruturas desejadas. Esta denominação, “*aços avançados de alta resistência*”, surgiu para descrever os aços que possuem microestrutura constituída por duas ou mais fases (multifásicos) que, quando combinadas, conferem propriedades não convencionais a estes materiais (BLECK; PHIU-ON, 2005). Na primeira geração desta família destacam-se os aços bifásicos (*dual-phase* - DP), ferrítico-bainíticos (*ferritic-bainitic* - FB), de fases complexas (*complex-phase* - CP), martensíticos (*martensitic* - MS ou MART), de plasticidade induzida por transformação (*transformation-induced plasticity* - TRIP) e para estampagem a quente (*hot-formed* - HF) (KHEDKAR et al., 2016). A segunda geração tem como destaque os aços de plasticidade induzida por maclação (*twinning-induced plasticity* - TWIP), leves com plasticidade induzida (*lightweight with induced plasticity* - L-IP), inoxidável austeníticos (*austenitic stainless steel* - AUST SS) e de plasticidade induzida pela formação de bandas de cisalhamento (*shear band formation-induced plasticity* - S-IP). Os aços desta segunda geração, apesar das boas propriedades, apresentam limitações que ainda inviabilizam a sua aplicação em maior escala. O elevado teor de elementos de liga (Mn, Ni,) e os altos custos de produção ainda são obstáculos para a sua plena utilização (NANDA et al., 2016). Recentemente, os esforços em pesquisas para o desenvolvimento da terceira geração dos aços AHSS vêm aumentando. O desafio, agora, é a produção de aços com elevada resistência mecânica e ductilidade sem comprometer a soldabilidade que poderia limitar a sua aplicação em escala industrial (KEELER; KIMCHI; J MOONEY, 2017).

A terceira geração de AHSS vem surgindo do aprimoramento da primeira geração, caracterizada pela elevada resistência mecânica, considerando os mecanismos que contribuem para elevada plasticidade e endurecimento da segunda geração (MATLOCK; SPEER, 2010; RADWAŃSKI; WROŻYNA; KUZIAK, 2015). A Figura 1 mostra o gráfico com as famílias de aços AHSS ilustrando as faixas de resistência disponíveis nos dias atuais.

A aplicação dos aços AHSS em componentes estruturais de veículos leves ganhou um destaque especial a partir de 1994 com a criação do programa *Ultralight Steel Auto Body* (ULSAB) (ARAMAYO; SIMUNOVIC; VAN SCHAIK, 2000). Este programa surgiu de um consórcio internacional formado por 35 companhias siderúrgicas de 18 países com o objetivo de mostrar as vantagens do uso dos aços frente a outros materiais de engenharia (GALÁN et al., 2012; SENUMA, 2001). O programa ULSAB explorou fundamentalmente as oportunidades de redução de massa dos componentes automotivos associado ao aumento do padrão de segurança dos veículos. Estes estudos resultaram no desenvolvimento de um veículo com estrutura feita em aço com 90% de aços de alta resistência (*High-Strength Steels* - HSS). A nova estrutura projetada apresentou 25% de redução de massa com 14% de redução de custo quando comparado com um *sedan* de quatro portas. Além disso, a rigidez à torção foi aumentada em 80% juntamente com a melhora da rigidez à flexão de 52% (GALÁN et al., 2012). O programa *Ultralight Steel Auto Body - Advanced Vehicle Concepts* (ULSAB-AVC) foi fruto de uma importante evolução do conceito ULSAB. Este novo programa se empenhou em aumentar ainda mais a eficiência energética e a segurança dos passageiros, levando em conta o conceito do aumento de volume de fabricação a um custo acessível e mínimo de impacto sobre o meio ambiente (VAN SCHAIK; MARTIN, 2000). Os aços avançados de alta resistência foram o fator chave para o programa ULSAB-AVC atingir os resultados esperados. A estrutura do veículo ULSAB-AVC consistiu em 100% de aços HSS, com mais de 80% de aços da classe AHSS (FLAXA; SHAW, 2002). Estes tipos de aços foram selecionados a partir de um catálogo internacional compilado de dados fornecidos pelas empresas associadas (GALÁN et al., 2012).

As pesquisas com aplicação dos aços AHSS a partir dos conceitos avançados do ULSAB sofreram ainda uma última evolução com programa *Future Steel Vehicle* (FSV) que foi concluído em 2011. Este trabalho alcançou uma redução de 35% em massa com o projeto de um veículo referência com 97% HSS e AHSS. Atendendo e excedendo todos os requisitos de segurança e estruturais atuais com a redução do total das emissões do ciclo de vida de pelo menos 56% (TAMARELLI, 2011). Um exemplo recente da evolução dos veículos, graças em parte ao uso de mais aços AHSS, pode ser visto na Figura 2. A carroceria do novo *Ford Edge*, oferece uma plataforma muito melhor para a nova suspensão de trabalho. Em comparação com o *Edge* 2014, o novo modelo mostra um aumento de 26% de rigidez às forças de flexão e 16% às forças de torção. Isso significa menos ruídos e vibrações, além de mais segurança para os passageiros (WORLDAUTOSTEEL, 2015).

Figura 1 - Diagrama ilustrativo das faixas atuais de propriedades mecânicas dos aços AHSS.

Fonte: Adaptado de (SHOME; TUMULURU, 2015).

Figura 2 - Informações de materiais utilizados no *Ford Edge* modelo 2015. **a)** indicação das classes e cores dos materiais utilizadas; **b)** e **c)** componentes fabricados e localização na carroceria do veículo.

c)

Fonte: Adaptado de (WORLDAUTOSTEEL, 2015)

2.1.1 Aços bifásicos (DP)

Esta denominação surgiu na década de 1970 para os aços formados por uma matriz ferrítica dúctil contendo ilhas de martensita (RASHID, 1981). Apesar do nome “bifásico” estes aços podem apresentar frações residuais de bainita e de austenita retida. As primeiras pesquisas com estes aços iniciaram na década de 1960 (CAIRNS; CHARLES, 1967a, 1967b); porém, foi na década seguinte que o desenvolvimento se intensificou. Nesta época, os aços ao carbono desenvolvidos apresentavam conformabilidade e resistência mecânica que limitavam a sua utilização em projetos inovadores. Neste cenário, pesquisadores da *General Motors* (GM) vislumbraram o uso de um aço com microestrutura ferrítica-martensítica. Para tal, o aço de baixo carbono microligado ao nióbio e ao vanádio (0,15%CNbV), conhecido comercialmente como SAE 980X, foi tratado termicamente na região intercrítica para obter uma microestrutura bifásica (RASHID, 1976). O material apresentou bons resultados de resistência mecânica e ductilidade, além da ausência de patamar de escoamento, sendo renomeado como “GM 980X”. A Figura 3 mostra o comparativo entre o aço DP desenvolvido, aços ao carbono comuns (não ligados) e HSLA disponíveis na época.

Os resultados positivos levaram à investigação de sua produção via recozimento contínuo (região intercrítica) a partir de aços laminados a frio ao Si-Mn para a obtenção de microestruturas ferrítico-martensíticas, semelhantes às do aço GM 980X (HAYAMI; FURUKAWA, 1977).

A produção dos aços DP passa inicialmente pelo entendimento da influência dos elementos de liga empregados. O carbono é o principal elemento de liga nestes aços, com influência direta na microestrutura final e nas propriedades mecânicas (SUDERSANAN et

al., 2012). O carbono estabiliza a austenita favorecendo a formação da martensita no resfriamento. No entanto, para não afetar negativamente a soldabilidade, o teor limite de carbono recomendado situa-se em torno de 0,20% em massa (BLECK; PHIU-ON, 2005). Outros elementos de liga importantes para aços DP são o silício e manganês. O silício atua primeiramente na formação da ferrita, enquanto o manganês retarda a formação da perlita e da bainita, permitindo a formação de martensita durante o resfriamento a partir do campo intercrítico (NOURI; SAGHAFIAN; KHEIRANDISH, 2010). O fósforo ou o alumínio, por vezes combinado com cromo, podem ser usados para reduzir ou substituir o silício. O nióbio em solução sólida retarda a recristalização estática e dinâmica durante a deformação a quente, bem como a transformação de austenita para ferrita. Além disto, os carbonitretos finos formados pela combinação do nióbio com o carbono e nitrogênio também retardam recristalização e impedem o crescimento de grão, resultando num efetivo aumento de resistência mecânica (BLECK; PHIU-ON, 2005).

Os aços DP atualmente são produzidos em modernas linhas de processamento termomecânico com controle fino de resfriamento. A Figura 4 mostra de forma esquemática a tecnologia de resfriamento empregada para produção dos aços DP. Na produção de aços DP via laminação a quente (Figura 4a) o último passe de laminação é conduzido a aproximadamente $A_{r3} + 40$ °C. Seguido pelo estágio de resfriamento pós-laminação, que define a quantidade de ferrita desejada na microestrutura do aço. A transformação da ferrita causa o enriquecimento da austenita remanescente em carbono aumentando a sua capacidade de endurecimento e reduzindo a temperatura M_s . Então, a tira sofre resfriamento acelerado até a temperatura de bobinamento, que deve ser inferior a M_s (KUZIAK; KAWALLA; WAENGLER, 2008).

A microestrutura bifásica dos aços DP também pode ser obtida via processo de recozimento contínuo, seguido ou não por galvanização a quente. Este processo consiste no aquecimento do material até temperaturas acima de A_{c1} . Durante este estágio, a microestrutura composta de ferrita e perlita transforma-se em ferrita e austenita na proporção desejada. Por fim, o material é resfriado (temperado) transformando a austenita em martensita conforme mostra a Figura 4b (AHMAD; MANZOOR; HUSSAIN, 2009; KUZIAK; KAWALLA; WAENGLER, 2008).

Figura 3 - Gráficos esquemáticos do aço *dual-phase* GM 980X comparados com outros aços ao carbono e HSLA de aplicação automotiva disponíveis na época. **a)** curva tensão-deformação convencional e **b)** relação entre resistência e ductilidade. A designação HSLA refere-se aos aços de diferentes graus de resistência mecânica SAE 980X e SAE 950X.

Fonte: Adaptado de (RASHID, 1980)

Figura 4 - Desenho esquemático do resfriamento durante a produção dos aços DP. **a)** produção via laminação a quente e **b)** produção via laminação a frio seguida de recozimento contínuo.

Fonte: Adaptado de (KUZIYAK; KAWALLA; WAENGLER, 2008)

2.1.1.1 Aço DP1000

Os aços DP são geralmente nomeados e classificados de acordo com a sua resistência mecânica mínima, obtida principalmente pela fração de martensita. Dentre os aços DP desenvolvidos atualmente, o aço DP1000 é assim denominado por possuir um limite de resistência mínima de 1000 MPa. Este aço é comercialmente produzido via laminação a frio seguida de recozimento contínuo, podendo ser fornecido com espessuras que podem variar de 0,5 a 2,1 mm, revestidos ou não por imersão a quente (HAN et al., 2011).

A Figura 5 mostra o arranjo físico da linha de recozimento contínuo na qual o aço DP1000 desta Tese foi produzido. A seção de fornos e a unidade de resfriamento acelerado são os estágios mais importantes. Estas etapas são responsáveis pelas principais transformações de fases que determinam as propriedades mecânicas e a especificação (grau) dos aços. Esta linha de processamento pode atuar com taxa de resfriamento da ordem de 500 K/s visando à produção de aços martensíticos.

No Brasil, esta classe de aços ainda vem sendo aprimorado para atender as demandas desafiadoras da indústria automobilística. Um exemplo disto é a modificação, ou melhoria, deste aço para atendimento dos requisitos de expansão de furo (OLIVEIRA, 2015; OLIVEIRA; PEREIRA; CETLIN, 2015). O ensaio de expansão de furo simula os esforços nos quais algumas peças sofrem durante a conformação (estiramento e/ou flangeamento) (UTHAISANGSUK; PRAHL; BLECK, 2009).

O segmento automotivo continua sendo o principal interessado e, ano após ano, os novos modelos de veículos aumentam a fração de aços DP, sobretudo, os da classe 1000. A sua principal aplicação é na fabricação de itens de segurança dos veículos, visando a segurança dos passageiros na ocorrência de impacto. A Figura 6 mostra algumas das aplicações do aço DP1000 no veículo *Ford Edge* modelo 2015, que teve a sua evolução de classe de aços citada anteriormente. As estruturas críticas mostradas nesta figura garantem maior segurança e rigidez da carroceria, tais como as colunas B e C, além dos reforços estruturais.

Figura 5 - Desenho esquemático da linha de recozimento contínuo instalada na SSAB da Suécia.

Fonte: Adaptado de (ANDRITZ METALS, 2012)

Figura 6 - Projeto do *Ford Edge* modelo 2015 com destaque para o uso do aço DP1000 em alguns itens estruturais e de segurança.

Fonte: Adaptado de (WORLDAUTOSTEEL, 2015)

2.1.2 Aços ferrítico-bainíticos (FB)

Os aços FB apresentam uma microestrutura semelhante à dos aços DP. A diferença é que os aços FB possuem uma matriz ferrítica dúctil com a presença de bainita responsável pelo endurecimento. Estes aços são conhecidos pela elevada resistência à fadiga (carregamento dinâmico) e boa conformabilidade (KEELER; KIMCHI; J MOONEY, 2017).

2.1.3 Aços multifásicos

2.1.3.1 Aços de plasticidade induzida por transformação (TRIP)

A microestrutura dos aços TRIP é composta basicamente por austenita retida (metaestável) numa matriz de ferrita primária com a presença de martensita e bainita (OLIVER; JONES; FOURLARIS, 2007). Estes aços recebem este nome devido ao seu comportamento durante a deformação plástica onde a austenita retida transforma-se em martensita causando um aumento adicional da resistência mecânica. Dependendo da composição química e da deformação imposta, o material pode sofrer transformação de fase na fabricação ou no impacto, garantindo maior segurança (KIM et al., 2011). Além disso, os componentes fabricados com aços TRIP apresentam excelente durabilidade por conta da elevada resistência à fadiga (CORNETTE; GALTIER, 2002; LY; FINDLEY, 2016).

2.1.3.2 Aços de fases complexas (CP)

Os aços CP possuem microestruturas multifásicas que contém pequenas frações de martensita, austenita retida e perlita numa matriz de ferrita-bainita (KHEDKAR et al., 2016). Estes aços possuem grãos finos produzidos pelo retardamento da recristalização, causado pela precipitação de carbonitretos finos (Nb, Ti ou V). Este tipo de microestrutura confere aos aços CP elevada resistência mecânica associada à alta capacidade de absorção de energia durante o impacto (KEELER; KIMCHI; J MOONEY, 2017; NANDA et al., 2016).

2.1.4 Aços martensíticos (MS ou MART)

Os aços MS são constituídos por uma matriz martensítica com uma pequena fração de ferrita e/ou bainita. Esta microestrutura é produzida por meio do rápido resfriamento da austenita durante a sua fabricação ou em tratamento térmico pós conformação (AHIALE; OH, 2014; KEELER; KIMCHI; J MOONEY, 2017). A adição de C e dos elementos de liga Si, Cr, Mn, B, Ni, Mo, V aumenta a sua capacidade de endurecimento, garantindo uma resistência mecânica superior a 1200 MPa com alongamento relativamente baixo. Estas características qualificam estes aços para aplicação em reforços e componentes de segurança dos veículos (KEELER; KIMCHI; J MOONEY, 2017).

2.1.5 Aços de plasticidade induzida por maclação (TWIP)

Os aços TWIP pertencem à classe de aços avançados com alto teor de manganês (15–30% em peso), o que torna este material totalmente austenítico a temperatura ambiente. Estes aços apresentam como mecanismo de deformação a formação de maclas (GALINDO-NAVA; RIVERA-DÍAZ-DEL-CASTILLO, 2017; HAMADA; KARJALAINEN; PUUSTINEN, 2009). O processo de maclação permite que os aços TWIP atinjam valores de alongamento da ordem de até 95% (SÁNCHEZ-CABALLERO; SELLES; MARTÍNEZ-SANZ, 2011). O processo de maclação promove o refinamento da microestrutura que, por sua vez, promove um elevado endurecimento destes aços. Esta combinação de propriedades caracteriza os aços TWIP como sendo de elevada resistência mecânica e elevada plasticidade (KHAN; PERVEZ; QAMAR, 2016). Os aços TWIP também são ideais para aplicação em componentes de segurança que necessitem de boa absorção de impacto de colisão (ZHANG; LIU; SHU, 2011).

2.2 PROCESSOS DE SOLDAGEM

2.2.1 Soldagem a *laser*

O desenvolvimento do *laser* teve início em 1917 a partir dos trabalhos realizados por Albert Einstein sobre os fenômenos físicos de emissão espontânea e estimulada (EINSTEIN, 1917). Em 1954, Townes (GORDON; ZEIGER; TOWNES, 1955; SHIMODA; WANG; TOWNES, 1956) confirmou experimentalmente o fenômeno teorizado por Einstein por meio da geração e aplicação de ondas eletromagnéticas via emissão estimulada. Isto permitiu que Maiman (MAIMAN, 1960) construísse o primeiro *laser*, utilizando um cilindro de rubi sintético excitado por uma lâmpada fluorescente de vapor de mercúrio e filamento helicoidal. Poucos meses depois pesquisadores do *AT&T Bell Labs* desenvolveram um *laser* gasoso de He-Ne, o primeiro a gerar um feixe contínuo de luz. Somente alguns anos depois surgiria um *laser* de CO₂ (ION, 2005a).

O *laser* pode ser utilizado como uma fonte de calor em soldagem e é composto por um feixe luz coerente de alta energia com um comprimento de onda constante. A palavra *laser* é um acrônimo do inglês *light amplification by stimulated emission of radiation* ou “amplificação da luz via emissão estimulada de radiação” e o meio em que ele é gerado pode ser sólido, líquido ou gasoso (MAJUMDAR; MANNA, 2003). Os gases hélio/neônio (He-Ne) e o CO₂ são comumente utilizados como base dos sistemas gasosos, enquanto rubi e neodímio dopado com *garnets* de ítrio e alumínio (Nd:YAG) são usados em *lasers* de estado sólido. Em aplicações de soldagem os dois *lasers* mais utilizados são os de gás CO₂ e do sólido Nd:YAG. Os desenvolvimentos recentes incluem a disponibilidade de *lasers* de diodo de alta potência (HPDL) e *lasers* de fibra (NORRISH, 2006).

2.2.1.1 *Laser* de CO₂

Os princípios de operação do *laser* de CO₂ são ilustrados na Figura 7. Uma descarga elétrica sobre o gás é utilizada para estimular a emissão de radiação. A radiação inicial de baixo nível de energia está “aprisionada” dentro da cavidade do *laser* por espelhos colocados em cada extremidade. A reflexão interna do feixe provoca um aumento no nível de energia (amplificação). Uma fração do feixe de *laser* gerado desse modo é permitida escapar da cavidade ressonante por meio de um espelho parcialmente refletor (NORRISH, 2006). No caso do *laser* de CO₂, o feixe de luz emergente tem um comprimento de onda de 10,6 μm,

isto é, na faixa de espectro do infravermelho, e é fornecido para a peça de trabalho por uma série de espelhos e lentes da óptica de focalização (TSUKAMOTO, 2013).

Figura 7 - Desenho esquemático do princípio de funcionamento do *laser* de CO₂.

Fonte: Adaptado de (NORRISH, 2006)

Enquanto o CO₂ é o gás responsável pela emissão de radiação os *lasers* industriais utilizam misturas de gases que podem conter até 80% de He e 15% de N₂. Quando adicionados ao CO₂, estes gases ajudam a remover os comprimentos de onda indesejados e promovem a geração de fótons mais eficientes (DAWES, 1992). No processo de estimulação de emissão, o calor é gerado na cavidade e, para evitar o superaquecimento e a instabilidade, o gás é continuamente circulado através de um sistema de resfriamento. A potência do feixe emitido por sistemas de *laser* de CO₂ está geralmente entre 0,1 e 45 kW e a saída pode ser pulsada ou contínua. A eficiência global é normalmente inferior a 10% e grandes refrigeradores são necessários para remover o excesso de calor do sistema (NORRISH, 2006).

2.2.1.2 Laser de Nd:YAG

O princípio de funcionamento do *laser* de Nd:YAG é mostrado na Figura 8. Neste caso, o *laser* é produzido por um cristal de um *garnet* de ítrio e alumínio ($Y_3Al_5O_{12}$ ou YAG), o qual é dopado com neodímio formando o sólido Nd:YAG (DÉLEN et al., 2011; GEUSIC; MARCOS; VAN UITERT, 1964). A estimulação dos átomos de neodímio é conseguida por excitação com operação pulsada de lâmpadas com *flash* de alta potência ou lâmpadas a arco (MAJUMDAR; MANNA, 2013; NORRISH, 2006). Normalmente, a haste de YAG tem um espelho totalmente refletor numa extremidade e um espelho parcialmente refletor na extremidade de descarga do feixe. A energia é amplificada no interior da cavidade e um feixe de radiação de comprimento de onda de 1064 nm, próximo à faixa do infravermelho, é emitido através do espelho parcialmente refletor (NORRISH, 2006).

O custo dos componentes ópticos pode ser reduzido e cabos de fibra óptica podem ser usados para aumentar a eficiência. A fibra óptica oferece vantagens consideráveis em comparação com os sistemas de espelhos. Por exemplo, eles reduzem a necessidade de alinhamento preciso de espelho, permitindo a emissão segura do *laser* sem a necessidade de invólucros. Por esta razão, os *lasers* de Nd:YAG são mais adequados para aplicações robóticas. Além disso, a radiação de Nd:YAG é mais facilmente absorvida pela maior parte das superfícies metálicas, o que permite uma melhoria da eficiência do processo (NORRISH, 2006).

Figura 8 - Desenho esquemático do princípio de funcionamento do *laser* de Nd:YAG.

Fonte: Adaptado de (NORRISH, 2006)

A eficiência do processo global do *laser* de Nd:YAG é inferior a 4% e grandes refrigeradores de água também são necessários. A gama de potências de feixe disponíveis com o sistema Nd:YAG é geralmente menor do que os alcançados com *lasers* de CO₂. Para a soldagem, a faixa de potência média normalmente utilizada está entre 0,1 kW e 1,0 kW. No entanto, o *laser* de YAG pode ser pulsado para níveis muito elevados, com picos de potência da ordem de até 100 kW (MAJUMDAR; MANNA, 2013; NORRISH, 2006).

2.2.1.3 *Laser* de fibra

Estes *lasers* são produzidos a partir de fibras de vidro ou de polímero dopadas que são bombardeadas por *lasers* de diodo. Um diagrama de construção de *laser* do tipo fibra é apresentado na Figura 9. A estrutura do *laser* de fibra de itérbio inclui uma fibra, por exemplo, de vidro com revestimento duplo e uma região central com íons ativos. Os revestimentos servem para confinar o *laser* do diodo dentro da região do núcleo. Com o confinamento no núcleo da fibra ocorre a excitação dos íons ativos, gerando o raio *laser* de alta potência que emerge com comprimento de onda que pode variar tipicamente entre 1060 - 1085 nm (STEEN; MAZUMDER, 2010; WANDERA, 2016). Este *laser* proporciona um diâmetro de feixe típico de 50 μm e densidade de potência de 100 MW/cm², um feixe 10 vezes melhor que o padrão produzido pelo *laser* de Nd:YAG (STEEN; MAZUMDER, 2010).

Figura 9 - Desenho esquemático da estrutura básica do *laser* de fibra.

Fonte: Adaptado de (STEEN; MAZUMDER, 2010)

2.2.2 Efeito da velocidade de soldagem a *laser*

Com o aumento da velocidade de soldagem, o padrão e o tamanho da poça de fusão são alterados (KRASNOPEROV; PIETERS; RICHARDSON, 2004). Na soldagem com baixa velocidade, há um aumento do volume da poça de fusão que também fica mais larga, resultando num perfil demasiadamente côncavo em decorrência da contração da solda (Figura 10d). Neste caso a pressão metalostática é maior que a tensão superficial responsável por manter a poça de fusão no lugar, causando o desabamento da solda caracterizado por uma depressão ou orifício. A alta velocidade de soldagem causa um forte fluxo de metal em direção ao centro da poça de fusão na vizinhança do “*keyhole*” não havendo tempo para a redistribuição, solidificando como um pico central com depressões ao lado (Figura 10b). No entanto, se a potência for suficientemente elevada e a poça de fusão for suficientemente larga, uma depressão semelhante pode surgir dependendo das pressões envolvidas, que são função da tensão superficial e da curvatura. A instabilidade das pressões ao longo da poça de fusão causa um efeito de contração nas regiões de elevado grau de curvatura que flui para as regiões de menor curvatura, resultando na sobreposição vista na Figura 10c (STEEN; MAZUMDER, 2010).

Figura 10 - Variação do perfil da solda em função da velocidade. **a)** normal; **b)** com depressão; **c)** sobreposto sem penetração - seção longitudinal e **d)** concavidade excessiva.

Fonte: Adaptado de (STEEN; MAZUMDER, 2010)

2.2.3 Modos de soldagem

Quando um feixe de *laser* incide na superfície de um material, a energia absorvida causa aquecimento, fusão e evaporação do material dependendo da densidade de potência absorvida. De forma geral, o *laser* empregado no processo de soldagem cria uma poça de fusão na superfície do material que evolui para o interior. Para tanto, a soldagem a *laser* pode ser conduzida de dois diferentes modos. O primeiro modo refere-se à soldagem por condução (Figura 11a) em que as condições de processamento são tais que a poça de fusão permanece preservada. Neste modo a transferência de energia para o interior do material

(profundidade) ocorre essencialmente por condução (ION, 2005b). Já o segundo e mais importante modo de soldagem refere-se à soldagem por penetração ou “*keyhole*” (Figura 11b), cujas condições de processamento com o *laser* criam o chamado “*keyhole*” na poça de fusão. Geralmente, a transição do modo de condução para o de “*keyhole*” está associada ao aumento da potência do *laser* ou o tempo de irradiação (SVENUNGSSON; CHOQUET; KAPLAN, 2015).

Figura 11 - Desenho esquemático dos modos de soldagem a *laser*. a) condução - semicircular e b) “*keyhole*”.

Fonte: Adaptado de (MAJUMDAR; MANNA, 2011)

2.2.3.1 Soldagem no modo “*keyhole*”

No modo de soldagem a *laser* “*keyhole*” o feixe é focalizado para produzir na superfície da peça de trabalho uma densidade de potência incidente suficientemente alta para iniciar a sua vaporização. Esta vaporização evolui gerando uma cavidade estreita e penetrante de vapor ou “*keyhole*” que é então mantido por múltiplas reflexões internas do feixe (Figura 12) (SOKOLOV et al., 2012). O “*keyhole*” é cercado por material fundido e ao atravessar a peça, um cordão de solda estreito é formado com uma razão de aspecto elevada (profundidade/largura), ilustrado na Figura 13. O “*keyhole*” é mantido durante a soldagem pelo equilíbrio entre as forças criadas pela pressão de vapor e as exercidas pelo material fundido circundante (SOKOLOV et al., 2012; SOKOLOV; SALMINEN, 2014). Em soldas totalmente penetrantes, a zona afetada pelo calor (ZAC) é estreita e paralela ao cordão de solda.

Figura 12 - Desenho esquemático do princípio da soldagem a *laser* “keyhole”.

Fonte: Adaptado de (SOKOLOV et al., 2012)

Figura 13 - Macrografia da seção transversal da solda “keyhole” (penetração total) de um aço C-Mn de espessura de 6 mm usando *laser* de Nd:YAG.

Fonte: Adaptado de (ION, 2005c)

Os *lasers* podem ser utilizados tanto para a soldagem por fusão, de um modo semelhante ao processo TIG, ou no modo direto sem metal de adição (CHO; CHO; NA, 2014; KONG et al., 2009). O feixe de energia que incide a peça será dissipado pela reflexão

e absorção. No caso da soldagem a *laser*, a perda de energia por reflexão pode ser grande, dependendo da refletividade da superfície do material, pode ultrapassar 90% da energia incidente. Porém, a refletividade é reduzida com o aumento da temperatura da superfície, permitindo maior eficiência do processo. A energia absorvida será conduzida através da superfície do metal e, se a energia disponível for suficiente para formar uma poça de fusão, a convecção no seu interior também pode contribuir para a transferência de energia. Com a vaporização no interior da poça de fusão as perdas por reflexão podem ser reduzidas substancialmente, pelo aumento da eficiência na absorção de energia do feixe propiciada pelo “*keyhole*”. A soldagem por condução é tipicamente limitada e produz cordões de solda com relação de profundidade e largura aproximadamente unitária, ao passo que no modo “*keyhole*” podem-se produzir razões da ordem de 10: 1 (NORRISH, 2006).

2.3 METALURGIA DA SOLDAGEM

2.3.1 Transferência de calor na soldagem a *laser*

O calor é a principal forma de energia responsável pela soldagem (MESSLER JR, 2004a). As transformações de fase e, portanto, a microestrutura e as propriedades mecânicas da junta soldada são diretamente afetadas pelo fluxo de calor. Este também é responsável pelas tensões residuais e distorções inerentes da soldagem (KOU, 2003). Tais efeitos são consequência dos ciclos térmicos e das temperaturas a que a zona de solda é submetida, mostrando a relevância do estudo dos fenômenos térmicos que ocorrem durante a soldagem. A avaliação destes fenômenos ajuda a promover um melhor controle das variáveis que afetam o processo de soldagem (WAINER; BRANDI; MELLO, 1992).

2.3.1.1 Equação fundamental do fluxo de calor na soldagem

O fluxo de calor no interior e entorno da poça de fusão demanda cuidados, principalmente devido a sua relação com a distribuição de temperatura entre a ZF e a ZAC e as taxas de solidificação da ZF e de resfriamento da ZAC (MESSLER JR, 2004a). No caso da soldagem, o principal mecanismo de transferência de calor é a condução em função do tempo, que pode ser expresso pela equação geral do fluxo de calor (MESSLER JR, 2004a; WAINER; BRANDI; MELLO, 1992) (Equação 1):

$$\rho c(T) \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left[k(T) \frac{\partial T}{\partial x} \right] + \frac{\partial}{\partial y} \left[k(T) \frac{\partial T}{\partial y} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[k(T) \frac{\partial T}{\partial z} \right] + Q \quad (1)$$

onde:

x = coordenada na direção da soldagem (mm)

y = coordenada transversal a direção da soldagem (mm)

z = coordenada normal a superfície de soldagem (mm)

T = temperatura de soldagem (K)

$k(T)$ = condutividade térmica do material em função da temperatura ($\text{J/mm s}^{-1} \text{ K}^{-1}$)

$\rho(T)$ = densidade do material em função da temperatura (g/mm^3)

$c(T)$ = calor específico do material em função da temperatura ($\text{J/g}^{-1} \text{ K}^{-1}$)

Q = fonte ou sorvedouro de calor (W/mm^3)

Todos os termos desta equação são diretos, exceto Q , que apresenta algumas ponderações. Na maioria dos processos de soldagem, a energia é depositada na superfície do material, sendo então o calor transferido para o seu interior por condução. No entanto, alguns processos apresentam elevada densidade de energia. Logo, a maior parte da energia se concentra abaixo da superfície. Este é o caso dos processos que operam no modo *keyhole*, como no caso da soldagem a *laser* (MESSLER JR, 2004a). Assim, o aquecimento superficial de uma área relativamente pequena pode ser expresso pela Equação 2 e não por Q .

$$Q_s(x, y) = k(T) \frac{\partial T}{\partial z} \quad (2)$$

onde $Q_s(x, y)$ é a distribuição do fluxo de calor em W/mm^2 , direcionado para a superfície em $z = 0$.

Dependendo da espessura soldada e da geometria do cordão, esta equação precisa ser resolvida em 1, 2 ou até 3 dimensões (1D, 2D ou 3D), como mostra o desenho esquemático da Figura 14. Para chapas e soldas finas, com fonte de calor estacionária ou soldagem no estado estacionário, velocidade constante e seções transversais uniformemente distantes das extremidades, uma solução unidimensional é suficiente. Já para soldas relativamente finas, onde há penetração total e laterais paralelas, uma solução bidimensional é adequada para

avaliar o fluxo de calor longitudinal e transversal. Este caso se aplicaria a soldagem por feixe de elétrons e a *laser*. Por fim, uma solução tridimensional, é recomendada para a soldagem de grandes espessuras, na qual há penetração parcial ou não paralela, como é o caso da maioria das soldas a arco (MESSLER JR, 2004a). Para efeitos práticos, pode-se considerar para o caso específico da soldagem, a inexistência de fontes ou sorvedouros no interior do material ($Q = 0$). Também pode-se considerar que as características físicas do material, por exemplo, k , ρ e c , independem da temperatura (ROSENTHAL, 1946). Assim, outra consideração aplicável seria a expressão denominada difusividade térmica constante para cada material ($a = k/\rho c$) em mm^2/s . Com as simplificações, a Equação 3 se reduz a 4, conhecida como a equação básica de Fourier, empregada em soldagem quando conhecidas as condições iniciais e de contorno do problema (WAINER; BRANDI; MELLO, 1992).

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = k \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) \quad (3)$$

ou

$$\nabla^2 T = \frac{1}{a} \frac{\partial T}{\partial t} \quad (4)$$

As soluções dos problemas de transferência de calor em soldagem podem se dar basicamente de duas maneiras: A primeira e mais precisa, por não necessitar de tantas aproximações, seria a solução numérica via modelagem e simulação computacional (DAL; FABBRO, 2016), onde o fenômeno é equacionado, discretizado e processado com auxílio de ferramentas computacionais (LI et al., 2014; RIBIC; RAI; DEBROY, 2008). Para isto, é preciso o domínio das técnicas de modelagem computacionais, além de uma infraestrutura de computadores preparados para esta finalidade.

A segunda e menos precisa, porém, mais acessível, seria solução analítica, utilizando modelos analíticos desenvolvidos ao longo do tempo para a tratativa de alguns problemas de soldagem (NUNES JR, 1983; SAHA et al., 2014; XIA et al., 2008). Nesta Tese, será explorado o método de solução analítica dos problemas de transferência de calor aplicado a soldagem a *laser* de juntas na configuração de topo.

Figura 14 - Desenho esquemático do efeito da dimensionalidade do fluxo de calor na geometria da solda. **a)** bidimensional: para chapas finas com penetração total; **b)** bidimensional: para soldas finas com penetração total e laterais paralelas, por exemplo, soldagem a *laser*; **c)** tridimensional: para soldas de chapas espessas com penetração parcial e **d)** tridimensional: para solda em condições intermediárias com penetração quase total.

Fonte: Adaptado de (MESSLER JR, 2004a)

2.3.1.1.1 Solução analítica

Uma das primeiras e principais soluções analíticas aplicáveis a soldagem foi proposta por Rosenthal na década de 1930 (NUNES JR, 1983; ROSENTHAL, 1946). Para a solução da equação do fluxo de calor em soldagem, ele adotou as seguintes considerações (KOU, 2003):

- a) fluxo de calor no estado estacionário;
- b) fonte de calor pontual;
- c) calor de fusão desprezível;
- d) propriedades térmicas constantes;
- e) sem perdas de calor da superfície do material e
- f) ausência de convecção na poça de fusão.

Logo, a solução proposta pode ser tratada como um caso de fusão superficial (MACKWOOD; CRAFER, 2005) assumindo que a fonte de calor se move ao longo do comprimento do cordão, ou seja, o sistema de coordenadas é móvel (MESSLER JR, 2004a; ROSENTHAL, 1946) como mostra a Figura 15.

Figura 15 - Desenho esquemático da fonte de calor e sistema de coordenadas (x, y, z) móveis proposto por Rosenthal.

Fonte: Adaptado de (KOU; LE, 1983)

O pressuposto de que a fonte de calor é pontual permitiu considerar que a energia fornecida pela fonte era uniforme e movida com uma velocidade constante ao longo do eixo x . Esta foi uma boa suposição, se considerado que o fluxo de calor ocorre pouco tempo depois da incidência de energia na superfície (MESSLER JR, 2004a). Assim, o aporte de calor q' (em J/mm) para a solda em tais condições é dada por (BENYOUNIS; OLABI; HASHMI, 2005; MESSLER JR, 2004a):

$$q' = \eta \frac{q}{v} \quad (5)$$

onde η é a eficiência do processo de soldagem, q é a energia ou potência nominal de soldagem (W ou J/s) e v é a velocidade de soldagem (mm/s). A energia também pode ser descrita em função da tensão E , (em V) e da corrente I , (em A), como mostra a equação 6.

$$q = E \cdot I \quad (6)$$

Outro detalhe da premissa da fonte de calor pontual, era que toda a energia era depositada num único ponto da solda. Esta suposição evitou complexidades com a dissipação da energia e restringiu a análise do fluxo de calor entre a ZAC e ZF, no limite da poça de fusão (MESSLER JR, 2004a). Substituindo, x do sistema de coordenadas móvel por ξ . Onde ξ é a distância da fonte de calor pontual até uma posição fixa ao longo do eixo x , dependendo da velocidade de soldagem, v na direção de x e do tempo t . Tem-se:

$$\xi = x - vt \quad (7)$$

O sistema de coordenadas modificado é mostrado na Figura 16. Aplicando os pressupostos anteriormente citados, foi possível a simplificação da equação geral do fluxo de calor para um sólido isotrópico.

$$\frac{\partial^2 T}{\partial \xi^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} = -\frac{\rho c}{k} v \frac{\partial T}{\partial \xi} \quad (8)$$

Resolvendo a equação diferencial do fluxo de calor em sua forma simplificada, obtém-se as seguintes soluções para a soldagem de chapas finas (9) e espessas (10):

$$T - T_0 = \frac{q'}{2\pi k} e^{-v\xi/2a} K_0 \frac{vR}{2a} \quad (9)$$

$$T - T_0 = \frac{q'}{2\pi k d} e^{-v\xi/2a} \frac{e^{-vR/2a}}{R} \quad (10)$$

onde:

q' = aporte térmico ou aporte de energia (J/mm)

K_0 = função de Bessel modificada de segundo tipo e ordem zero

(ABRAMOWITZ; STEGUN, 1965)

$R = \sqrt{\xi^2 + y^2 + z^2}$, é a distância (mm) da fonte de calor até um ponto particular fixo.

T_0 = temperatura ambiente (K)

d = penetração da solda ou espessura da chapa para solda com penetração total (mm).

Reescrevendo as equações, substituindo R e ξ , e incluindo a distância radial r , onde $r^2 = y^2 + z^2$; assumindo, o fluxo de calor no ponto $x = 0$ e elevada velocidade de soldagem, de modo que $vt \gg r$, chega-se as Equações 11 para chapas finas e 12 para chapas espessas, para distribuição de tempo-temperatura no entorno da solda (ION; EASTERLING; ASHBY, 1984; MESSLER JR, 2004a).

$$T - T_0 = \frac{q/v}{d(4\pi k \rho c t)^{1/2}} e^{-r^2/4at} \quad (11)$$

$$T - T_0 = \left(\frac{q/v}{2\pi k t} \right) e^{-r^2/4at} \quad (12)$$

A partir de novas substituições e rearranjos do modelo analítico proposto por Rosenthal foi obtida uma nova expressão para a determinação do aporte térmico em soldagem a *laser* (ION; EASTERLING; ASHBY, 1984; XIA et al., 2008). A Equação 13 permite a previsão de aporte térmico de uma solda com penetração total, produzida em chapas finas, por uma fonte de energia com movimento rápido.

$$\frac{q}{vd} = \frac{\rho c (r_{Ac1} - r_m) (2\pi e)^{1/2}}{\left(\frac{1}{T_{Ac1} - T_0} - \frac{1}{T_m - T_0} \right)} \quad (13)$$

onde q/vd é o aporte térmico (q'') por unidade de área (J/mm^2), enquanto que r_{Ac1} e r_m são as posições das isothermas correspondentes as temperaturas T_{Ac1} e T_m (temperatura de fusão), respectivamente, obtidas via análise da seção transversal da solda, como mostra a Figura 17.

Figura 16 - Desenho esquemático do sistema de coordenadas modificado por Rosenthal para solução analítica.

Fonte: Adaptado de (ION; EASTERLING; ASHBY, 1984)

Figura 17 - Micrografia da seção transversal de um aço DP600S soldado a *laser* com velocidade de 1,4 m/min. exemplificando a metodologia de medida.

Fonte: Adaptado de (XIA et al., 2008)

Apesar dos modelos utilizados partirem de simplificações, estes são aceitáveis, considerando-se o propósito prático de promover a compreensão da natureza do processo e para prever tendências em termos gerais. Portanto, é suficiente considerar as soluções obtidas usando os modelos idealizados aqui apresentados (LANCASTER, 1999).

2.3.2 Transformações de fase na soldagem

2.3.2.1 Solidificação

A solidificação é um fenômeno que consiste na transformação da fase líquida para a sólida. Durante a soldagem a *laser*, a solidificação se dá de forma extremamente rápida, devido às elevadas taxas de resfriamento, afetando significativamente o equilíbrio termodinâmico (DAVID; BABU; VITEK, 2003). Desta forma, dois eventos, intimamente relacionados, podem ocorrer à medida que as velocidades de solidificação aumentam. O primeiro é a partição de soluto, indicado pela razão entre a composição química da fase sólida e líquida na região da interface que se desvia do equilíbrio com o aumento da velocidade de solidificação (DAVID; BABU; VITEK, 2003). O segundo é a mudança no modo de solidificação, devido às elevadas velocidades de crescimento, que podem resultar na formação de microconstituintes fora do equilíbrio termodinâmico (DAVID; BABU; VITEK, 2003). Sabe-se, também, que a forma de solidificação na ZF controla o tamanho e a forma dos grãos, a extensão da segregação e a distribuição de inclusões e defeitos, como porosidade e trincas a quente, uma vez que as propriedades e a integridade da ZF dependem

do seu comportamento de solidificação e das características microestruturais resultantes (LAMPMAN, 1997).

Na soldagem a solidificação pode ocorrer por crescimento epitaxial e competitivo a partir da ZAC (Figura 18) ou via nucleação em sítios presentes na poça de fusão (BABU; DAVID, 2002). No crescimento epitaxial novos grãos surgem de grãos preexistentes do metal-base, como uma continuação dos grãos que se situam ao longo da linha de fusão (DUPONT, 2011; LANCASTER, 1999). À medida que a interface sólido/líquido avança, os grãos continuam a crescer de forma colunar. No entanto, nem todos esses grãos serão favoravelmente orientados para o crescimento contínuo, e há alterações que resultam no crescimento competitivo (MESSLER JR, 2004a). Existem dois fatores primários que controlam o seu crescimento, sendo que os grãos tendem a crescer em direção ao centro da solda, região de máximo calor, e o grão crescerá nas direções cristalográficas mais favoráveis ($\langle 100 \rangle$). A solidificação também pode ter origem na poça de fusão, por nucleação homogênea, onde não há sítios para início da cristalização, ou heterogênea no qual uma interface sólida (partícula) atua como sítio preferencial à nucleação (DUPONT, 2011).

Figura 18 - Desenho esquemático do crescimento epitaxial e competitivo em soldagem.

Fonte: Adaptado de (DUPONT, 2011)

2.3.2.2 Transformações no estado sólido

Durante a soldagem a *laser* de aços ao carbono, por exemplo, o metal sólido adjacente à solda sofre um rápido aquecimento até o campo austenítico. A austenita formada transforma-se em ferrita e perlita quando o resfriamento ocorre lentamente acima da temperatura crítica A_r . Quando a austenita sofre resfriamento acelerado, fora das condições de equilíbrio térmico e termodinâmico, esta transformação é retardada. Com o aumento da taxa de resfriamento a temperatura de transformação diminui resultando na formação de bainita e martensita (Tabela 1). Além disto, parte da austenita pode permanecer retida na matriz em consequência do superresfriamento ou devido à presença de microsegregação.

Tabela 1 - Microconstituintes formados durante o superresfriamento da austenita.

Microconstituente	Faixa de temperatura (°C)
Perlita	705 - 535
Bainita	535 - 230
Martensita	Abaixo de 230

Fonte: Adaptado de (GINZBURG; BALLAS, 2000)

2.3.2.2.1 Austenita retida (γ_r)

Nos aços ao carbono, a austenita é estável em temperaturas acima da linha A_{c1} do diagrama de fases. Abaixo da linha A_{c1} , a austenita transforma-se em novos microconstituintes ou fases dependendo da taxa de resfriamento e da composição química do aço. Quando o resfriamento ocorre de forma lenta, a transformação envolve um processo difusional e toda austenita transforma-se em ferrita, perlita ou bainita. Porém, para elevadas taxas de resfriamento a transformação deixa de ser difusional e a austenita transforma-se em martensita por cisalhamento, sendo possível que alguma porcentagem de austenita permaneça estável a temperatura ambiente (SILVA, 1997). Desta forma, a austenita que permanece de forma metaestável em temperatura ambiente na microestrutura é conhecida como austenita retida. Em muitos aços, este microconstituente é formado durante o resfriamento acelerado para obtenção de microestrutura martensítica (PORTER; EASTERLING, 1992). Além disto, existe a contribuição da partição de elementos estabilizantes da austenita (XIE et al., 2014b) que altera o equilíbrio local. Isto explica a presença de austenita retida, muitas vezes associada à martensita, em pequenas regiões contendo teores mais elevados de manganês (SCHEMMANN et al., 2015).

2.3.2.2.2 Bainita (α_b)

A bainita é um microconstituente acicular formado pela decomposição da austenita e consiste de um agregado de ferrita e cementita. A dureza da bainita aumenta com a diminuição da temperatura devido à formação de uma fina dispersão de carbonetos formados nestas condições (BHADESHIA, 2001a). Nos aços a microestrutura bainítica é geralmente produzida para aumentar a resistência sem grande comprometimento da tenacidade, diferentemente da perlita e da martensita.

2.3.2.2.3 Martensita (α')

A martensita é uma fase metaestável caracterizada por uma solução sólida supersaturada do carbono no ferro (CALLISTER JR; RETHWISCH, 2010). Sua estrutura pode ser do tipo tetragonal de corpo centrado ou cúbica de corpo centrado, dependendo da quantidade de carbono aprisionado. Esta fase metaestável é formada pela transformação adifusional (ou militar) da austenita abaixo de uma temperatura crítica chamada de M_s (BHADESHIA, 2001b). Os seguintes símbolos são usados para definir as temperaturas de transformação da austenita em martensita.

M_s - Temperatura de início da transformação martensítica

M_f - Temperatura de término da transformação martensítica

M_n - Temperatura em que a microestrutura consiste de n% de martensita e 1-n% de austenita retida

A transformação martensítica ocorre de forma praticamente instantânea durante o resfriamento acelerado (têmpera) e a porcentagem transformada depende basicamente da temperatura e da taxa de resfriamento. A martensita também é uma microestrutura acicular ou de placas com elevada dureza, ditada pelo teor de carbono. Ela também pode ser tratada (ou revenida) com o reaquecimento até uma temperatura subcrítica transformando-se em martensita revenida (α'_r).

2.3.3 Evolução microestrutural nas juntas soldadas dos aços DP

O processo de soldagem a *laser* envolve o aquecimento localizado de uma pequena região em um curto espaço de tempo. O fluxo do calor empregado na soldagem impõe ao material um ciclo térmico responsável por transformações microestruturais, muitas vezes fora do equilíbrio, fazendo da junta soldada uma região bastante heterogênea comparada ao metal-base. Estas regiões ou zonas são conhecidas como zona fundida (ZF) e zona afetada pelo calor (ZAC), além do metal-base (MB) que não sofre a influência do calor.

2.3.3.1 Zona fundida (ZF)

É a região na qual o calor é introduzido e transferido promovendo a fusão do material (MESSLER JR, 2004b). A microestrutura nesta região evolui a partir do estado líquido, produzindo estruturas relativamente grosseiras (brutas de fusão), predominantemente colunares, orientados de modo paralelo à direção de solidificação.

2.3.3.2 Zona afetada pelo calor (ZAC)

Na soldagem por fusão, a região adjacente à ZF é aquecida por condução até elevadas temperaturas e resfriada rapidamente, proporcionando um severo ciclo térmico. Esta porção do material cuja microestrutura e, conseqüentemente, as propriedades mecânicas foram alteradas é conhecida como zona afetada pelo calor (ZAC) (AWS COMMITTEE, 2010). Os produtos de transformação encontrados nesta região dependem de fatores como: tamanho de grão, temperatura de pico, taxa de resfriamento, natureza e quantidade de elementos de liga presente dentre outros (EASTERLING, 1992; KHAN, 2007). Este também permite dividir a ZAC em subzonas, convencionadas em função das diferenças microestruturais. A Figura 19 mostra esquematicamente as subzonas formadas, por um único passe de soldagem, num aço com 0,15%C.

Figura 19 - Desenho esquemático das várias subzonas que podem ser formadas na ZAC de um aço ao carbono contendo 0,15% C.

Fonte: Adaptado de (EASTERLING, 1992)

2.3.3.2.1 Região de crescimento de grão ou região de grãos grosseiros (RGG)

É a região próxima à linha de fusão, fronteira (interface) entre a ZF e a ZAC. A faixa de temperatura nesta região é da ordem de 1100°C a 1500°C, para um aço com 0,15% C, a título de exemplificação, propicia o crescimento do grão austenítico. O maior tamanho de grão austenítico, por sua vez favorece a temperabilidade, que combinada com as elevadas taxas de resfriamento, leva à formação de martensita (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006). Esta microestrutura pode diminuir consideravelmente a tenacidade do material.

2.3.3.2.2 Região de grãos finos (RGF)

Entre as faixas de temperaturas da ordem de 900°C e 1100°C o material também é austenitizado. Porém, as temperaturas não são suficientemente elevadas para um crescimento significativo dos grãos, proporcionando uma região ainda com grãos finos (EASTERLING, 1992). Estes fatores reduzem a temperabilidade nesta região, entretanto, se a taxa de resfriamento for suficientemente elevada ou se o material apresentar teores de elementos de liga que ajudem na transformação, será possível a formação de martensita.

2.3.3.2.3 Região intercrítica (RIC)

Na região intercrítica com a faixa de temperatura da ordem de 750°C a 900°C há a coexistência das fases austenita e ferrita. Esta região também apresenta microestrutura refinada com partição de carbono para a austenita. Dependendo da taxa de resfriamento e da composição do material a austenita pode se transformar em perlita, bainita, ilhas do microconstituente martensita-austenita (MA) ou martensita. Em função das transformações ocorridas nesta região, as propriedades mecânicas tornam-se inferiores às do metal-base (GOURGUES; FLOWER; LINDLEY, 2000).

2.3.3.2.4 Região subcrítica (RSC)

Nesta região não há transformação austenítica, já que as temperaturas estão abaixo de 750°C, porém os aços ainda podem sofrer os efeitos do calor. Nos aços laminados a quente ou normalizado, as alterações microestruturais tendem a ser pequenas como, por exemplo, a degeneração da perlita. No entanto, para os aços DP ou temperados há o revenimento da martensita pré-existente, resultando na diminuição localizada da resistência mecânica em relação ao metal-base (PARKES et al., 2013).

2.3.3.3 Metal-base (MB)

É o material que não sofreu transformação após a soldagem. O metal-base geralmente é fornecido na condição de laminado a quente ou a frio, com microestrutura monofásica, bifásica ou multifásica.

2.3.3.3.1 Carbono equivalente (C_{eq})

Este termo refere-se a uma grandeza comumente usada na metalurgia da soldagem para avaliar o efeito do C, combinado com diferentes elementos de liga presentes no aço que afetam as curvas de transformação do material. Para o cálculo do C_{eq} existem inúmeras equações adequadas ao diferentes tipos de aços e os elementos de liga presentes (TALAŞ, 2010). Assim, o C_{eq} sinaliza que tipo de microestrutura surge na ZAC em função do

resfriamento e da temperatura de pico de soldagem, além da susceptibilidade ao surgimento de trincas a frio na ZAC (YURIOKA, 2001; YURIOKA et al., 1983).

Arbitra-se que a soldabilidade de um aço é boa quando o seu valor de C_{eq} é inferior a 0,40 (EASTERLING, 1992). Acima deste valor, recomenda-se a soldagem com preaquecimento e/ou tratamento térmico após a soldagem para evitar fragilização causada por algum microconstituente indesejado (EASTERLING, 1992). Dentre as inúmeras fórmulas desenvolvidas para o cálculo do C_{eq} , adotou-se nesta Tese aquela proposta por Yurioka (YURIOKA et al., 1983). Esta fórmula possui um fator de acomodação $A(C)$ que a adequa de acordo com o teor de carbono do aço, tornando-a extremamente versátil, sobretudo, para a investigação dos aço DP. Para o cálculo o teor dos elementos químicos é dado em porcentagem em peso (p%).

$$C_{eq} = C + A(C) \cdot \left\{ \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cr+Mo+Nb+V}{5} + 5B \right\} \quad (14)$$

onde

$$A(C) = 0,75 + 0,25 \cdot \tanh\{20(C - 0,12)\} \quad (15)$$

2.4 ENCRUAMENTO DE AÇOS DP

O encruamento ou endurecimento por deformação em aços DP ocorre em diferentes estágios (ASHRAFI et al., 2017; COLLA et al., 2009; GHATEI KALASHAMI et al., 2016; HAN et al., 2011). A justificativa é que estes aços apresentam pelo menos dois microconstituintes bem distintos que irão deformar-se em diferentes etapas, como ilustrado na Figura 20 (TOMITA; OKABAYASHI, 1985). No primeiro estágio, somente a ferrita se deforma plasticamente, enquanto a martensita sofre deformação elástica. No segundo estágio, tanto a ferrita quanto a martensita se deformam plasticamente (COLLA et al., 2009). Já no terceiro estágio, ambos os microconstituintes estão alongados na direção do carregamento. Nesta fase, o endurecimento por deformação é maior na martensita do que na ferrita. A incompatibilidade de deformação entre as fases propicia a eventual formação de trincas na região de interface, além disto, pode haver a formação de estricção na martensita (GHATEI KALASHAMI et al., 2016).

Figura 20 - Desenho esquemático dos estágios de encruamento durante a deformação plástica dos aços DP. Conforme o modelo Crussard-Jaoul (C-J) modificado baseado na equação de Swift.

Fonte: Adaptado de (GHATEI KALASHAMI et al., 2016)

2.4.1 Modelos de encruamento de aços DP

O encruamento é comumente descrito em função dos dados de tensão-deformação verdadeira do ensaio de tração uniaxial no regime plástico uniforme. Para isto, ao longo dos anos, modelos computacionais e empíricos veem sendo desenvolvidos para representar este tipo de comportamento nos aços. Dentre os modelos empíricos de encruamento, os mais utilizados para estudo de aços DP são os propostos por: Hollomon, Ludwik, Swift e Voce (PARUZ; EDMONDS, 1989). A Tabela 2 mostra as equações que descrevem estes modelos e os parâmetros utilizados na modelagem deste fenômeno. Estes modelos podem ser linearizados aplicando o logaritmo em ambos os lados da equação. Assim, a adesão das equações aos dados experimentais pode ser verificada com auxílio de técnicas de regressão linear, que também ajudam na determinação dos parâmetros dos modelos usando método iterativo de estimação (PARUZ; EDMONDS, 1989).

Tabela 2 - Modelos de encruamento e os parâmetros de modelagem utilizados.

Modelo	Expressão	Parâmetros
Hollomon	$\sigma = K_H \varepsilon^{n_H}$	K_H - coeficiente de resistência (MPa) n_H - expoente de encruamento
Ludwik	$\sigma = \sigma_0 + K_L \varepsilon^{n_L}$	σ_0 - tensão de escoamento (MPa) K_L - coeficiente de resistência (MPa) n_L - expoente de encruamento
Swift	$\sigma = K_S (\varepsilon + \varepsilon_0)^{n_S}$	K_S - coeficiente de resistência (MPa) ε_0 - deformação inicial n_S - expoente de encruamento
Voce	$\sigma = B - (B - A) \cdot \exp(-n_V \varepsilon)$	A, B, n_V - constantes de Voce

Fonte: Adaptado de (PARUZ; EDMONDS, 1989)

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAL

O material investigado nesta Tese foi um aço avançado de alta resistência DP1000 laminado a frio. O material foi fornecido pela usina siderúrgica *Swedish Steel AB* (SSAB) na forma de quatro chapas de 400 x 400 x 1,80 mm decapada quimicamente e oleada. Este material sofreu um tratamento térmico especial numa linha de recozimento contínuo. A composição química típica deste aço informada pelo fabricante é mostrada na Tabela 3. As propriedades mecânicas especificadas para o aço DP1000 para a direção transversal à laminação são as seguintes: limite de escoamento entre 700 e 950 MPa, limite de resistência entre 1000 e 1200 MPa e alongamento mínimo de 7% (SWEDISH STEEL AB, 2013).

Tabela 3 - Valores (p%) típicos de composição química do aço DP1000 informados no catálogo do fabricante.

%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Al	%Nb
0,15	0,50	1,50	0,010	0,002	0,040	0,015

Fonte: Adaptado de (SWEDISH STEEL AB, 2013).

3.2 MÉTODOS

3.2.1 Análise química

A composição química do aço DP1000 foi determinada por espectrometria de emissão óptica por centelha. Para isto, foi retirada da chapa uma amostra de 20 x 50 mm². Esta amostra sofreu lixamento com lixas de granas 600 e 1000. Após o lixamento a amostra foi analisada em cinco regiões distintas. O equipamento utilizado foi o espectrômetro da marca *Spectro* modelo Maxx LMF04 instalado no Laboratório Físico da *Maxion Structural Components* (Cruzeiro - SP).

Estes resultados foram utilizados nos cálculos termodinâmicos para previsão das fases nas condições de equilíbrio e das temperaturas de transformação. Outra aplicação foi na determinação do teor de carbono equivalente (C_{eq}) visando prever a soldabilidade do aço investigado.

3.2.2 Cálculo de equilíbrio de fases do aço DP1000

Os cálculos computacionais de equilíbrio termodinâmico de fases foram feitos a partir do método CALPHAD utilizando o resultado de composição química do aço DP1000 investigado. Para o cálculo foi usado o programa Thermo-Calc[®] com a base de dados termodinâmicos TCFE 7, própria para aços e ligas ferrosas.

3.2.3 Soldagem a *laser*

Os cordões de solda a *laser* com 50 mm de comprimento foram produzidos na chapa de aço DP1000, numa condição conhecida como *bead-on-plate* (COELHO; LIMA; COSTA, 2013; KONG et al., 2012; LIU et al., 2017). A configuração utilizada simulou uma junta de topo sem afastamento (*gap*) entre as partes. O sistema de soldagem a *laser* utilizado encontrava-se instalado no Laboratório de Desenvolvimento e Aplicação de *Laser* e Óptica - DedALO do Instituto de Estudos Avançados - IEAv/CTA. O *laser* utilizado foi do tipo fibra modelo YLR-2000 da marca IPG Photonics produzido por uma fibra óptica de vidro dopada com itérbio (Yb:fibra). O comprimento de onda era de 1080 nm. A fibra de saída apresentava 50 µm de diâmetro e 5 m de extensão. Uma unidade de acoplamento de fibras fazia a conexão de uma segunda fibra com 100 µm de diâmetro e 10 m de comprimento.

O *laser* possuía uma potência nominal máxima de 2,0 kW e encontrava-se inserido numa cabine de processamento em alumínio de aproximadamente 3 m³ equipada com sistemas de gases auxiliares de processo e exaustão de fumos. Para a soldagem, a chapa foi fixada numa mesa com comando CNC. O acionamento ocorreu por meio de servomotores comandados pelo *software* EMC2 instalado em um computador. A mesa possuía velocidade máxima de 150 mm/s com resolução de 5 µm nos eixos x-y e 1 µm no eixo z (vertical) que fazia o controle da distância focal. Além da mesa, o *software* comandava o sistema de gases composto por N₂, O₂, Ar e He. Para a soldagem foram usados os gases nitrogênio para a proteção da óptica e argônio para a proteção da poça de fusão com vazão de 6,6 L/min. A Figura 21 mostra o desenho esquemático da estação de soldagem utilizada.

Figura 21 - Desenho esquemático da estação de soldagem a *laser* a fibra instalada no DedALO/IEAv/CTA.

Fonte: Adaptado de (COELHO; LIMA; COSTA, 2013).

Adotou-se a soldagem retilínea contínua e paralela à direção de laminação. A potência nominal utilizada na soldagem variou de 0,8 a 2,0 kW e as velocidades de soldagem empregadas variaram de 20 a 150 mm/s, permitindo obter uma ampla gama de aportes de calor.

3.2.4 Preparação metalográfica

As amostras foram cortadas por meio de serra fita de formas distintas. A chapa do material na condição “como recebido” foi seccionada nas direções transversal, longitudinal e normal à direção de laminação. Já as amostras soldadas foram seccionadas na região central do cordão de solda, o que corresponde a seção transversal à direção de laminação do material. O embutimento foi feito a quente utilizando resina fenólica (baquelite). Em seguida, as amostras foram lixadas na sequência de granas 120, 220, 320, 600, 1000, 1200, 1500 e 2000, todas com água corrente. Na etapa de polimento mecânico, utilizou-se o pano de polimento OP-Chem (Struers) e a sequência de suspensões de alumina 1 e 0,3 μm e sílica coloidal OP-U (Struers) 0,02 μm , também em suspensão.

Para o ataque químico foram utilizados os reativos Nital 2%, Nital 3%, Klemm I e LePera modificado. A modificação do reativo de LePera consistiu na substituição do álcool etílico (C_2H_6O) pelo isopropílico (C_3H_8O) na mesma proporção. Estes reativos foram utilizados individualmente e combinados de forma a auxiliar na caracterização microestrutural das amostras. Os tempos de ataques variaram de 5 a 15 s. Após o ataque as amostras foram lavadas com água corrente e, em seguida, secadas com o auxílio de álcool etílico e ar quente forçado.

3.2.5 Caracterização microestrutural

3.2.5.1 Microscopia óptica

3.2.5.1.1 Determinação da fração volumétrica das fases

Para quantificação das fases do material de partida, retirou-se uma amostra de 10 mm de comprimento das seções transversal e longitudinal à direção de laminação. As amostras foram preparadas e atacadas com reativo de LePera modificado. Para a análise foram mapeadas 15 regiões de cada amostra de forma a representar as possíveis variações de fração ao longo da espessura. As 15 regiões foram distribuídas em 10 regiões a $\frac{1}{4}$ da espessura do material e 5 regiões a $\frac{1}{2}$ da espessura do material como mostra a Figura 22. O mapeamento das 15 regiões foi realizado com ampliações de 500 e 1000 vezes, proporcionando mapas de $216,95 \times 162,71 \mu m^2$ e $108,32 \times 81,24 \mu m^2$, respectivamente. Cada micrografia obtida foi processada com o auxílio do *software* livre *ImageJ* (ABRÀMOFF; MAGALHÃES; RAM, 2004; COLLINS, 2007; SAEIDI; ASHRAFIZADEH; NIROUMAND, 2014; ZHANG et al., 2016). A fração de fases foi determinada de forma automática pela contagem dos *pixels* pretos (ferrita) e brancos (martensita) que compõe a imagem 8-bits.

Figura 22 - Desenho esquemático do mapeamento feito nas seções transversal e longitudinal das amostras.

Fonte: Elaborada pelo autor

3.2.5.1.2 Determinação do tamanho de grão ferrítico

O tamanho de grão ferrítico foi determinado a partir das regiões mapeadas conforme o item 3.2.5.1.1. As imagens também foram processadas com auxílio do *software ImageJ*. Para a determinação do tamanho de grão ferrítico as imagens 8-bits foram segmentadas via “*threshold*”. Os grãos ferríticos foram isolados e processados como partículas para a determinação do tamanho médio (diâmetro) em função da área total mapeada e do número de grãos. Para isso foram usados os *plugins Particle Analysis, 3D Objects Counter e Ecoli Analysis*.

3.2.5.2 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

A microestrutura das amostras significativas foi observada por meio de um microscópio eletrônico de varredura LEO 1450VP da LEO com um filamento de tungstênio instalado no DEMAR-EEL/USP. O equipamento foi operado no modo de elétrons secundários com aceleração do feixe eletrônico de 15 a 20 kV. A distância de trabalho utilizada variou de 10 a 15 mm.

3.2.5.3 Difração de elétrons retroespalhados (EBSD)

A identificação das fases e as análises de microtextura das amostras foram realizadas num sistema de EBSD de alta resolução acoplado a um microscópio eletrônico de varredura JEOL modelo JSM-6500 (emissão de campo) e câmera CCD ultra-alta resolução instalado no *Max-Planck-Institut für Eisenforschung* (MPIE) em Düsseldorf na Alemanha. Este equipamento foi usado na determinação das orientações individuais dos elementos da microestrutura por meio da indexação automatizada das linhas de Kikuchi geradas pela interação do feixe de elétrons e a superfície da amostra. O equipamento operou com um passo de varredura (*step size*) de 50 nm e tensão de aceleração do feixe de 25 e 30 kV (BRANDS et al., 2016; MASIMOV et al., 2010). A análise dos dados foi feita com o auxílio do *software TSL Orientation Imaging Microscopy (OIMTM) Data Analysis* na versão 7.1. O critério de limpeza padrão adotado foi o da eliminação de pontos com índice de confiança (CI) inferiores a 0,1.

3.2.5.4 Imagem por canalização de elétrons (*Electron channeling contrast imaging* - ECCI)

A identificação de subestruturas de discordâncias em amostras representativas foi feita com o auxílio de um detector especial para uso da técnica de canalização de elétrons (ECCI) num microscópio eletrônico de varredura modelo Merlin (Zeiss) instalado no MPIE. Em princípio, apenas as discordâncias que satisfazem as condições de difração de Bragg tornam-se visíveis. Maiores detalhes sobre os aspectos fundamentais da técnica podem ser encontrados em (GUTIERREZ-URRUTIA; ZAEFFERER; RAABE, 2013). O sistema operou com tensão de aceleração de 30 kV e distância de trabalho de 6,5 mm.

3.2.6 Reconstrução dos grãos austeníticos originais

A reconstrução da estrutura austenítica original foi feita de forma automática por meio do *software* ARPGE 1.5. Este *software* utiliza os dados de EBSD para reconstrução automática da estrutura austenítica prévia, determinando a sua orientação cristalográfica e estabelecendo algumas estatísticas que auxiliam na investigação microestrutural. Dentre as transformações de fases disponíveis no ARPGE foi escolhida, inicialmente, a mais simples, KS FCC $\rightarrow$ BCC (Fe), desenvolvida a partir do modelo proposto por Kurdjumov-Sachs para a transformação martensítica (KITAHARA et al., 2006).

3.2.7 Quantificação da austenita retida via difração de raios X

A quantificação da austenita retida no metal-base e nas juntas soldadas representativas foi realizada com o auxílio da técnica de difração de raios X no MPIE. O difratômetro utilizado foi o *Seifert type* ID3003 com radiação de Co- $K_{\alpha 1}$ de comprimento de onda $\lambda = 0,178897$ nm. A quantificação da austenita retida foi feita via método de Rietveld com refinamento calculado pelo *software* MAUD versão 2.33. Para as medidas foi utilizado um dispositivo capilar com diâmetro de feixe de 0,7 mm. As aquisições foram feitas a cada $\Delta 2\theta = 0,05^\circ$ com o tempo de contagem de 60 s. A tensão e a corrente utilizadas foram de 40 kV e 30 mA, respectivamente.

3.2.8 Ensaios mecânicos

3.2.8.1 Ensaio de microdureza Vickers

As medidas de microdureza Vickers foram realizadas num microdurômetro Shimadzu modelo HMV-2T instalado na Maxion *Structural Components* em Cruzeiro - SP. Para o ensaio foi adotada a carga de 100 gf durante 10 s. Foram realizadas entre 41 e 63 impressões a uma distância de 75 μm umas das outras. As impressões foram alinhadas a meia espessura das amostras varrendo um comprimento entre 3 e 5 mm das regiões da ZF, ZAC e MB. Para melhor visualização e interpretação dos resultados foram construídos gráficos de distribuição de dureza com o auxílio do *software* Origin Pro 8.

3.2.8.2 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram conduzidos num sistema universal de ensaios mecânicos da marca EMIC[®] modelo DL 10000 (eletromecânico) de 100 kN de capacidade máxima de carga com extensômetro EMIC[®] modelo Trd 2 de 50 mm de comprimento-base instalado no Laboratório de Propriedades Mecânicas do Núcleo de Ensaio de Materiais e Análise de Falhas (NEMAF) do SMM-EESC/USP. A finalidade foi avaliar a resistência à tração do material antes e após a soldagem a *laser* com diferentes aportes de calor. Para isto, foram retirados 5 corpos de prova do MB, 5 da junta soldada mais larga e 5 da junta soldada mais estreita. Assim, foi possível verificar inclusive a variação da resistência mecânica ao longo dos cordões de solda. A tenacidade foi determinada por meio de método gráfico, no qual a quantidade de energia absorvida até a fratura foi obtida pela área total sob a curva tensão-deformação. Para o cálculo do módulo de tenacidade foi utilizada função de integração do *software* Origin Pro 8.

Todas as amostras foram preparadas e ensaiadas conforme a norma ASTM E8/E8M-11 para $L_0 = 50$ mm (*gage length*). Os ensaios foram conduzidos na direção transversal à laminação com uma velocidade de 1 mm/min a temperatura ambiente. Os corpos de prova soldados tiveram as superfícies superior e inferior retificadas para evitar o efeito da concentração de tensões na região soldada, conforme mostrado na Figura 23.

Figura 23 - Fotografia dos corpos de prova de tração retificados para evitar a concentração de tensão na região soldada.

Fonte: Elaborada pelo autor

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 CARACTERIZAÇÃO DO METAL-BASE

4.1.1 Composição química

A Tabela 4 mostra o resultado da análise química do aço DP1000 investigado, comparado com o informado no catálogo do fabricante. Dentre os 26 elementos químicos analisados, somente 7 tiveram os teores típicos divulgados pela usina produtora. Ao compará-los, percebe-se que os valores experimental e típico estão bem próximos.

Tabela 4 - Composição química do aço DP1000 obtida via espectrometria de emissão óptica comparada com o informado pelo fabricante. EXP - experimental e SSAB - fabricante.

	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Ni	%Mo	%Al	%Cu	%Co	%Ti	%Nb
EXP	0,151	0,534	1,507	0,0112	0,0030	0,062	0,066	0,031	0,038	0,0046	0,0172	0,0019	0,0113
SSAB	0,150	0,500	1,500	0,0100	0,0020	-	-	-	0,040	-	-	-	0,0150

	%V	%W	%Pb	%B	%Sn	%Zn	%As	%Bi	%Ca	%Ce	%Zr	%La	%Fe
EXP	0,0049	0,0071	0,0037	0,00065	0,00366	0,0018	0,0019	<0,002	0,0024	0,00585	0,00178	<0,001	97,50
SSAB	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-

Fonte: Elaborada pelo autor

Avaliando a composição química do material estudado, pode-se perceber teores de elementos de liga e de microligantes relativamente baixos para os aços desta classe. Começando pelo carbono, principal elemento de liga nos aços, o valor encontrado foi de 0,151%, inferior ao teor de 0,20% recomendado como limitante para boa soldabilidade (BLECK; PHIU-ON, 2005). O teor de manganês de 1,507% ficou abaixo dos valores (2,0 - 2,5%) tipicamente detectados nos aços DP1000 produzidos no Brasil (OLIVEIRA, 2015). Outros elementos de liga importantes na fabricação dos aços DP são o silício e o cromo que apresentaram teores abaixo de 1,0%. Nos projetos mais antigos de aço DP era comum o emprego de elevados teores de silício (>1,0%) para obtenção da estrutura bifásica durante a laminação. Porém, estes teores mais elevados comprometiam a qualidade da superfície do material pela formação da chamada “carepa siliciosa”, um composto bastante estável e aderente, formado em altas temperaturas e rico em faialita (Fe_2SiO_4) (CHATTOPADHYAY; CHANDA, 2008; HAN et al., 2011; LOGANI; SMELTZER, 1969).

Para se adequar às exigências de boa qualidade superficial, os novos projetos de aços DP passaram a utilizar cromo em teores relativamente elevados, visando redução do teor de silício. Outro detalhe importante, são os baixos teores dos elementos microligantes: nióbio, titânio e vanádio, evitando um endurecimento excessivo da ferrita pela precipitação de carbonitretos finos (XIE et al., 2014a). O teor de C_{eq} obtido para este aço foi da ordem de 0,42, valor ligeiramente superior ao limite de 0,40 proposto na literatura (EASTERLING, 1992). Este valor de C_{eq} e a elevada taxa de resfriamento durante a soldagem a *laser*, indicam a formação de martensita nas juntas soldadas do aço DP1000.

4.1.2 Cálculo termodinâmico das quantidades das fases

Na Figura 24a é apresentado o diagrama com os resultados do cálculo termodinâmico de equilíbrio de fases em função da temperatura para o aço DP1000. Para o cálculo foi utilizado o resultado experimental da composição química (BOS et al., 2011; BOS; MECOZZI; SIETSMA, 2010; RUDNIZKI et al., 2011; SCHEMMANN et al., 2015).

Os resultados da simulação mostram o início da solidificação em 1510°C (temperatura *liquidus*) com o surgimento da fase ferrita- δ . O material torna-se totalmente sólido em 1460°C (temperatura *solidus*) com uma matriz de austenita. Entre as temperaturas 1460°C e 832°C (temperatura A_3) surge o composto MnS que permanece no aço na forma de inclusão. Abaixo da temperatura 832°C até 685°C (temperatura A_1), há a coexistência das fases ferrita- α e austenita com o surgimento da fase cementita (Fe_3C). Para temperaturas inferiores a 685°C o material é composto pela fase ferrita- α com o surgimento dos compostos $(Mn, Fe)_7C_3$, NbC, $(Mo, V)C$, $(W, Mo)C$ e WC (Figura 24b).

Estes compostos surgem na forma de partículas finas, atuando no refinamento de grão e no endurecimento da ferrita. Também é esperada a presença de carbonitretos finos dispersos na matriz metálica, exercendo a mesma função. Uma suposição plausível, considerando a presença de traços de nitrogênio em solução sólida nos aços DP (BROWN et al., 2011). No entanto, as condições industriais de processamento que envolvem elevadas taxas de aquecimento e resfriamento proporcionam transformações fora do equilíbrio termodinâmico, alterando as temperaturas de transformação e os microconstituintes que compõe o material (SILVA; MEI, 2006). Mesmo assim, os resultados do cálculo de equilíbrio de fases são importantes e válidos, pois ajudam a prever as reações que podem ocorrer no material e as temperaturas críticas.

Figura 24 - Cálculo termodinâmico da fração mássica em função da temperatura, em condições de equilíbrio.
a) diagrama completo e **b)** diagrama ampliado na região entre 400 e 600 °C.

a)

b)

Fonte: Elaborada pelo autor

4.1.3 Caracterização microestrutural do material de partida

4.1.3.1 Microscopia óptica (MO)

O controle da composição química e do processamento termomecânico garantiram a produção de um aço com microestrutura bifásica ferrítica-martensítica fina e relativamente homogênea nas seções transversal e longitudinal, como mostra a Figura 25. O material apresentou uma fração volumétrica de martensita de $43 \pm 4\%$ (microconstituente escuro). Um valor condizente com os já reportados no intervalo 30-50% para aços DP1000 (GHADBEIGI et al., 2010; LI et al., 2014). Tais diferenças na fração martensítica são de certa forma comuns, mesmo em aços DP da mesma classe, e estão relacionadas basicamente à tecnologia e ao histórico de fabricação. O tamanho médio de grão ferrítico (fase clara) encontrado foi de $3,0 \mu\text{m}$. A combinação destes microconstituintes, proporcionou uma dureza média de $330 \pm 17 \text{ HV}$ na seção transversal e $355 \pm 17 \text{ HV}$ na seção longitudinal paralela à direção de laminação.

A literatura que descreve os aços avançados de alta resistência, geralmente, define os aços DP como compostos por uma matriz ferrítica com a presença de ilhas de martensita (BLECK; PHU-ON, 2005). Para o aço DP1000 estudado que apresentou uma elevada fração de martensita, esta definição torna-se discutível, uma vez que quase toda a ferrita encontrava-se envolvida pela martensita, formando uma estrutura que pode ser definida como de rede (LAI et al., 2015; TASAN et al., 2015).

A Figura 25 também permitiu observar a distribuição e morfologia dos microconstituintes nas seções transversal, longitudinal e normal numa posição em torno de $\frac{1}{4}$ da espessura. Como pode ser visto, o material apresentou uma microestrutura com grãos ferríticos com tamanho e morfologia semelhantes nas seções transversal e longitudinal. O mesmo não foi visto na seção normal que apresentou diferenças significativas em relação às demais seções. No entanto, estas diferenças são minimizadas quando se leva em consideração a espessura reduzida do material, de tal forma que o material, em termos de propriedades mecânicas, possa se aproximado para duas dimensões (2D).

Figura 25 - Micrografia das seções transversal, longitudinal e normal do aço DP1000 na condição “como recebido”, mostrando a microestrutura bifásica ferrita-martensita. MO após ataque com Nital 2%. DT, DL e DN referem-se às direções transversal, longitudinal e normal, respectivamente.

Fonte: Elaborada pelo autor

Na Figura 26 é mostrado o detalhe da micrografia da seção transversal do aço DP1000 atacado com o reagente de LePera modificado. Esta micrografia destaca a presença de “ilhas” de martensita no interior de alguns grãos ferríticos (círculo amarelo). Também podemos perceber que em algumas regiões, houve o crescimento paralelo da martensita a partir do contorno ferrítico (círculo azul), gerando aspecto degenerado na morfologia desta fase.

Figura 26 - Micrografia da seção transversal (plano DT-DN) do aço DP1000 na condição “como recebido”, destacando alguns grãos ferríticos. MO após ataque com LePera modificado. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.

Fonte: Elaborada pelo autor

As microestruturas das seções transversal e longitudinal do material nas posições $\frac{1}{4}$ e $\frac{1}{2}$ da espessura são mostradas na Figura 27. Estas posições foram escolhidas de modo a avaliar a distribuição e a morfologia dos microconstituintes ao longo da espessura, uma vez que a microestrutura de partida interfere nas transformações microestruturais inerentes à soldagem. Na região a $\frac{1}{4}$ da espessura é esperado que o material esteja isento dos efeitos de borda (tribológico) e segregação central, respectivamente. Desta forma, na seção transversal a $\frac{1}{4}$ da espessura (Figura 27a) o material apresentou uma distribuição de fases mais homogênea e com maior uniformidade quanto ao tamanho de grão. Esta característica muda quando se caminha para a região a $\frac{1}{2}$ da espessura (Figura 27c), onde pode-se notar um leve bandeamento central (setas verdes). Já a seção longitudinal, mostrada na Figura 27b, apresentou em algumas regiões da posição a $\frac{1}{4}$ da espessura um leve fibramento que remete à DL (região tracejada em azul). Na posição a $\frac{1}{2}$ da espessura (Figura 27d) foi possível notar regiões com bandeamento e *clusters* de martensita (setas amarelas), o que leva crer que nesta região pode ter havido segregação de alguns elementos como o manganês, capaz de influenciar a temperabilidade local.

Figura 27 - Micrografia do aço DP1000 na condição “como recebido”, mostrando a microestrutura ao longo da espessura. **a)** seção transversal (plano DT-DN) - $\frac{1}{4}$ espessura; **b)** seção longitudinal (plano DL-DN) - $\frac{1}{4}$ espessura; **c)** Seção transversal (plano DT-DN) - $\frac{1}{2}$ espessura e **d)** seção longitudinal (plano DL-DN) - $\frac{1}{2}$ espessura. MO após ataque com Nital 2%. DT, DL e DN referem-se às direções transversal, longitudinal e normal, respectivamente.

a)

b)

c)

d)

Fonte: Elaborada pelo autor

4.1.3.2 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

Um detalhe mais fino da distribuição da martensita na matriz ferrítica pode ser observado na Figura 28. A martensita apresenta uma distribuição que não se limitou somente aos contornos dos grãos ferríticos. Como visto na Figura 26, alguns grãos ferríticos apresentaram “ilhas” de martensita no seu interior de diferentes tamanhos e com diferentes morfologias. Isto mostra que, além dos contornos de grãos, havia outros sítios de nucleação e crescimento da austenita prévia transformada em martensita no resfriamento. As interfaces partícula-matriz são um destes sítios de nucleação preferencial, como podemos evidenciar para partículas visíveis (setas amarelas) (HUMPHREYS; HATHERLY, 2004).

Figura 28 - Micrografia da seção transversal (plano DT-DN) do aço DP1000 na condição “como recebido”, mostrando a microestrutura bifásica ferrítica-martensítica. MEV - imagem no modo elétrons retroespalhados. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.

Fonte: Elaborada pelo autor

A Figura 29 mostra o interior de um grão ferrítico com contraste obtido via técnica de imagem por canalização de elétrons (ECCI) (ZAEFFERER; ELHAMI, 2014). O grão ferrítico observado apresentou orientação cristalográfica em condições favoráveis para a geração deste contraste (MANSOUR et al., 2014). O emaranhado de linhas claras no interior do grão ferrítico (cinza escuro) mostra a distribuição de discordâncias. O grão observado apresentou “ilhas” de martensita, cuja densidade de discordâncias se mostrou bastante elevada.

A diferença qualitativa das densidades de discordâncias entre a ferrita e a martensita, também pode ser notada nas Figuras 30a e 30b, que destacam o elevado contraste entre os dois microconstituintes. Enquanto, no interior da ferrita é possível observar as linhas de discordância, na martensita o espaçamento entre elas não permitem esta distinção. Logo, é possível compreender o porquê da maior resistência à deformação plástica da martensita em relação a ferrita, deixando clara a contribuição de cada microconstituente na constituição das propriedades mecânicas de resistência e ductilidade características dos aços DP.

Figura 29 - Micrografia da seção transversal (plano DT-DN) do aço DP1000 na condição “como recebido” com detalhes das estruturas de discordâncias no interior de um grão ferrítico. MEV - imagem no modo ECCI. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.

Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 30 - Micrografia da seção transversal (plano DT-DN) do aço DP1000 na condição “como recebido” com detalhes das estruturas de discordâncias no interior dos grãos. **a)** ferrita e martensita e **b)** detalhe ampliado de a). MEV - imagem no modo ECCI. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.

a)

b)

Fonte: Elaborada pelo autor

4.2 SOLDAGEM A LASER

Para a investigação da soldagem a *laser* foram produzidos cordões na chapa do aço DP1000 utilizando diferentes parâmetros. O objetivo primário era produzir uma solda com penetração total e largura estreita, com o mínimo possível de redução na resistência mecânica da junta soldada. Para isto, os testes foram conduzidos variando a potência nominal e a velocidade de soldagem, considerados os principais parâmetros da soldagem a *laser*, pela influência direta no aporte de calor (BENYOUNIS; OLABI; HASHMI, 2005).

Inicialmente, em ensaios preliminares, o material foi soldado com a velocidade constante de 50 mm/s variando-se a potência de soldagem entre 0,4 e 1,2 kW. Os resultados podem ser vistos na Tabela 5 que mostra os cordões produzidos e as macrografias das respectivas seções transversais. Para as potências de 1,0 e 1,2 kW, pode-se observar que houve penetração total. Com uma diferença para a potência de 1,2 kW, que apresentou uma maior largura de ZAC e um perfil mais paralelo que o observado para 1,0 kW. Já as potências de 0,4, 0,6 e 0,8 kW apresentaram penetração parcial. Além disto, evidenciou-se a presença de porosidade interna grosseira na região da raiz da solda. A explicação para a presença destas discontinuidades na zona fundida está relacionado a alguns eventos que ocorrem na poça de fusão, como: a dinâmica do metal líquido nesta região e o rápido colapso do chamado *keyhole* formado durante a soldagem a *laser*, que restringe o fluxo do metal fundido para o centro do *keyhole* antes da solidificação (ZHOU; TSAI, 2007). A influência do *keyhole* na porosidade de uma junta sobreposta produzida a *laser*, também foi evidenciada num aço HSLA (MENG et al., 2014). Neste trabalho, os autores sugerem que, durante a soldagem, bolhas são geradas na ponta do *keyhole*. Estas bolhas são arrastadas pelo forte fluxo de metal líquido, ficando aprisionadas pela rápida frente de solidificação e resultando na formação de poros.

A presença de poros em todas as soldas com penetração parcial mostra uma forte relação entre este defeito e a ausência de penetração total. Portanto, o aprisionamento de bolhas é facilitado quando um cordão sob chapa no aço DP1000 apresenta penetração parcial. Tal discontinuidade é indesejada em função do efeito deletério nas propriedades mecânicas da junta soldada.

Tabela 5 - Variação do perfil do cordão de solda para velocidade de soldagem de 50 mm/s e potência nominal entre 1,2 e 0,4 kW. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.

JUNTA SOLDADA - P1,2/V50				
Potência = 1,2 kW	Velocidade = 50 mm/s	Superfície Superior
		Superfície Inferior

JUNTA SOLDADA - P1,0/V50				
Potência = 1,0 kW	Velocidade = 50 mm/s	Superfície Superior
		Superfície Inferior

JUNTA SOLDADA - P0,8/V50				
Potência = 0,8 kW	Velocidade = 50 mm/s	Superfície Superior
		Superfície Inferior

JUNTA SOLDADA - P0,6/V50				
Potência = 0,6 kW	Velocidade = 50 mm/s	Superfície Superior
		Superfície Inferior

JUNTA SOLDADA - P0,4/V50				
Potência = 0,4 kW	Velocidade = 50 mm/s	Superfície Superior
		Superfície Inferior

DT
DN

Fonte: Elaborada pelo autor

Um segundo grupo de testes foi realizado variando-se a velocidade para valores de potência constantes. A partir dos resultados do primeiro grupo de testes, os valores de potência 0,8 e 1,0 kW foram escolhidos por representarem uma faixa de transição entre uma solda com e sem penetração total. Para os novos testes, as velocidades variaram entre 20 e 150 mm/s. As Tabelas 6 e 7 mostram os cordões e as macrografias das seções transversais das soldas produzidas. Os resultados mostraram que para 0,8 kW somente a velocidade de 20 mm/s apresentou uma penetração satisfatória (Tabela 6). Isto mostra que numa condição limite de potência o parâmetro velocidade de soldagem pode contribuir para uma boa penetração. Porém, a junta soldada apresentou um tamanho (largura) considerável quando comparada com outros cordões com penetração total. Assim, como nos casos anteriores, as soldas com penetração parcial apresentaram porosidade interna na região da raiz. Por outro lado, as soldas produzidas com a potência de 1,0 kW apresentaram penetrações totais para as velocidades de 20 a 70 mm/s (Tabela 7). No entanto, as ZACs formadas apresentaram diferenças nas larguras em função da velocidade de soldagem, ou seja, quanto menor a velocidade empregada maior a largura da ZAC. Esta relação inversamente proporcional entre velocidade de soldagem e largura da ZAC também foi observada por Benyounis *et al.* (BENYOUNIS; OLABI; HASHMI, 2005) em seu estudo do efeito do aporte de calor no perfil da solda.

A influência dos parâmetros potência e velocidade de soldagem observada nestes primeiros grupos de testes indicou a necessidade da realização de um terceiro e último teste (Tabela 8). Neste terceiro teste, a soldagem foi realizada com 2,0 kW de potência e 150 mm/s de velocidade, valores máximos permitidos no equipamento. O resultado foi uma solda com penetração total e largura, relativamente, mais estreita e uniforme ao longo da espessura do material.

Os gráficos da Figura 31 resumem a influência dos parâmetros de soldagem no dimensional da solda. Na Figura 31a foi possível notar para a velocidade intermediária de 50 mm/s que a partir da potência de 1,0 kW o aço DP1000 de espessura 1,80 mm apresentou penetração completa. Variando-se a velocidade para o valor de potência de 1,0 kW foi observado na Figura 31b que a diminuição da velocidade acarretou no aumento da largura da junta soldada. A diminuição da velocidade também proporcionou que a largura de junta soldada permanecesse mais homogênea ao longo da espessura, detalhe que indica uma distribuição também mais homogênea de calor nesta região durante a soldagem.

Tabela 6 - Variação do perfil do cordão de solda para a potência nominal de 0,8 kW e velocidade de soldagem entre 70 e 20 mm/s. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.

JUNTA SOLDADA - P0,8/V70				
Potência = 0,8 kW	Velocidade = 70 mm/s	Superfície Superior
		Superfície Inferior

JUNTA SOLDADA - P0,8/V60				
Potência = 0,8 kW	Velocidade = 60 mm/s	Superfície Superior
		Superfície Inferior

JUNTA SOLDADA - P0,8/V40				
Potência = 0,8 W	Velocidade = 40 mm/s	Superfície Superior
		Superfície Inferior

JUNTA SOLDADA - P0,8/V30				
Potência = 0,8 kW	Velocidade = 30 mm/s	Superfície Superior
		Superfície Inferior

JUNTA SOLDADA - P0,8/V20				
Potência = 0,8 kW	Velocidade = 20 mm/s	Superfície Superior
		Superfície Inferior

DT
DN

Fonte: Elaborada pelo autor

Tabela 7 - Variação do perfil do cordão de solda para a potência nominal de 1,0 kW e velocidade de soldagem entre 150 e 20 mm/s. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.

JUNTA SOLDADA - P1,0/V150				
Potência = 1,0 kW	Velocidade = 150 mm/s	Superfície Superior
		Superfície Inferior

JUNTA SOLDADA - P1,0/V90				
Potência = 1,0 kW	Velocidade = 90 mm/s	Superfície Superior
		Superfície Inferior

JUNTA SOLDADA - P1,0/V70				
Potência = 1,0 kW	Velocidade = 70 mm/s	Superfície Superior
		Superfície Inferior

JUNTA SOLDADA - P1,0/V60				
Potência = 1,0 kW	Velocidade = 60 mm/s	Superfície Superior
		Superfície Inferior

JUNTA SOLDADA - P1,0/V30				
Potência = 1,0 kW	Velocidade = 30 mm/s	Superfície Superior
		Superfície Inferior

JUNTA SOLDADA - P1,0/V20				
Potência = 1,0 kW	Velocidade = 20 mm/s	Superfície Superior
		Superfície Inferior

DT
DN

Fonte: Elaborada pelo autor

Tabela 8 - Perfil do cordão de solda para potência nominal de 2,0 kW e velocidade de soldagem 150 mm/s. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.

Fonte: Elaborada pelo autor

A Tabela 9 relaciona os parâmetros de soldagem utilizados com as dimensões relativas às soldas obtidas via análise macrográfica da junta soldada. Para facilitar a identificação e rastreabilidade, as amostras das juntas soldadas foram nomeadas de acordo com os parâmetros de potência e velocidade de soldagem da seguinte forma resumida: PX,X/VYYYY, onde P indica a potência X,X em kW e V mostra a velocidade de soldagem YYY em mm/s. Como também pode ser observado, algumas amostras apresentaram valores de penetração inferior a 1,80 mm, o que caracteriza falta de penetração, que para uma junta de topo é considerado um defeito crítico por comprometer a resistência da união. A falta de penetração associada com a presença de macroporosidade interna pode, dependendo a aplicação do componente soldado, inviabilizar o uso dos referidos parâmetros de soldagem.

Figura 31 - Gráfico da influência dos parâmetros de soldagem no perfil da solda. **a)** penetração em função da potência nominal para velocidade de 50 mm/s e **b)** largura da junta soldada em função da velocidade para a potência de 1,0 kW. L₁, L₂ e L₃ referem-se a largura medida na superfície, no meio e na raiz da solda.

Fonte: Elaborada pelo autor

Tabela 9 - Nomenclatura e parâmetros utilizados na soldagem do aço DP1000.

Junta Soldada	Potência (kW)	Velocidade (mm/s)	Penetração (mm)	Largura ZF + ZAC (mm)
P1,2/V50	1,2	50	1,80	1,16
P1,0/V50	1,0	50	1,80	0,97
P0,8/V50	0,8	50	1,47	-
P0,6/V50	0,6	50	1,04	-
P0,4/V50	0,4	50	0,72	-
P0,8/V40	0,8	40	1,34	-
P0,8/V30	0,8	30	1,53	-
P0,8/V20	0,8	20	1,80	1,67
P0,8/V60	0,8	60	1,42	-
P0,8/V70	0,8	70	1,46	-
P1,0/V70	1,0	70	1,80	0,65
P1,0/V60	1,0	60	1,80	0,74
P1,0/V40	1,0	40	1,80	0,92
P1,0/V30	1,0	30	1,80	1,25
P1,0/V20	1,0	20	1,80	1,76
P1,0/V90	1,0	90	1,71	-
P1,0/V150	1,0	150	1,31	-
P2,0/V150	2,0	150	1,80	0,57

Fonte: Elaborada pelo autor

A Figura 32 mostra a variação de aporte de calor normalizada por espessura para soldagem a *laser*, usando a solução analítica de Rosenthal (XIA et al., 2008). Os valores foram obtidos usando a largura das soldas com penetração total. A soldagem P2,0/V150 apresentou o menor aporte de calor e a menor variação de largura ao longo da espessura, proporcionando uma relação largura/espessura de 0,30. Os valores de aporte térmico calculados aumentam monotonicamente da junta soldada P2,0/V150 para P1,0/V20, bem como a variação na largura dos cordões de solda.

A eficiência da soldagem a *laser* também foi calculada a partir dos valores de aporte de calor obtidos via larguras das soldas com penetração total. Os valores encontrados variaram de 0,41 a 0,68, com a junta soldada P2,0/V150 apresentando uma eficiência de 0,49, o segundo menor valor. De forma geral, os valores obtidos ficaram abaixo do que é tradicionalmente informado na literatura que costumam variar entre 0,70 (KI; SO; KIM, 2014) e 0,90 (SHARMA; MOLIAN, 2011) para soldagem *keyhole* e entre 0,30 (DE; DEBROY, 2005) e 0,60 para soldagem por condução.

Figura 32 - Aporte de calor normalizado em função da largura do cordão de solda.

Fonte: Elaborada pelo autor

4.2.1 Caracterização microestrutural das juntas soldadas

As juntas soldadas, de forma geral, apresentam microestruturas complexas. Por influência do aporte de calor e da taxa de resfriamento, estas regiões sofrem diversas transformações de fase e reações no estado sólido (crescimento de grão, por exemplo) que influenciam na integridade estrutural da região soldada.

A microestrutura após a soldagem foi primeiramente caracterizada com o auxílio das técnicas de microscopia óptica (MO), com e sem ataque químico seletivo, e microscopia eletrônica de varredura (MEV). A partir desta investigação preliminar, algumas amostras foram escolhidas para os ensaios de dureza Vickers visando identificar as regiões que apresentaram endurecimento e amolecimento após a soldagem.

A técnica de difração de raios X (DRX) também foi empregada na investigação destas amostras. Por fim, foi utilizada a técnica avançada de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) para a caracterização da solda que apresentou as melhores características em termos de largura da ZAC e penetração total.

4.2.1.1 Microscopia óptica (MO)

Os cordões que apresentaram penetração total foram investigados de modo a caracterizar as transformações de fase e os microconstituintes formados. A Figura 33 mostra o mapeamento via micrografia óptica da seção transversal da junta soldada P1,0/V70 após ataque seletivo com o reativo Klemm I. Este reagente permite a distinção entre alguns microconstituintes como ferrita/bainita, martensita e austenita. Como mostrado na Tabela 9, esta junta soldada apresentou a segunda menor largura, o que leva a crer que os microconstituintes e subzonas formadas também apresentaram tamanhos reduzidos. Avaliando esta junta no sentido do fluxo de calor, pode-se notar as transformações sofridas durante a soldagem. A partir destas transformações, cinco regiões (ou subzonas) típicas em uma junta soldada foram identificadas e demarcadas com suas respectivas temperaturas de transformação, determinadas via cálculo termodinâmico (seção 4.1.2). A primeira região identificada foi a região fundida. Esta região pertence à chamada ZF e é caracterizada pelas transformações a partir do estado líquido em função das elevadas temperaturas de soldagem (acima de 1510°C). As quatro regiões subsequentes sofreram transformações no estado sólido e foram classificadas como: região de grãos grosseiros - RGG (entre 1510 e 1460°C), região de grãos finos - RGF (entre 1460 e 832°C), região intercrítica - RIC (entre 832 e 685°C) e região subcrítica ou revenida - RSC (abaixo de 685°C). Estas regiões compõem a chamada ZAC e tem sua extensão regulada pelos parâmetros de soldagem e condições de resfriamento. A ZAC é a zona mais crítica da junta soldada de qualquer material, sobretudo, dos aços DP de ultra-alta resistência como o investigado nesta Tese (PARKES et al., 2014). Nesta região são formados microconstituintes que podem fragilizar e comprometer a união do material.

Na Figura 34 é mostrada a micrografia da seção transversal da junta soldada P2,0/V150 na região central da ZF após ataque químico com diferentes reativos para a análise de microestruturas multifásicas. A Figura 34a apresenta a microestrutura desta região após ataque com o reativo de LePera modificado. O contraste da micrografia indica a presença de pelo menos dois microconstituintes aciculares, sendo o mais claro martensita e o mais escuro (marrom) bainita, considerando as elevadas taxas de resfriamento nesta região. O refinamento da microestrutura e a predominância de martensita foram destacados na Figura 34b que mostra a mesma região após ataque com Nital 3%. As microregiões não martensíticas também foram realçadas após ataque com Klemm I (Figura 34c). Nela foi observada a presença de austenita retida (fase branca), martensita (azul) e bainita (marrom).

Figura 33 - Micrografia da seção transversal (plano DT-DN) da junta soldada P1,0/V70. MO após ataque com Klemm I. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.

Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 34 - Micrografia da seção transversal (plano DT-DN) da junta soldada P2,0/V150 na ZF usando diferentes ataques químicos. **a)** MO após ataque com LePera modificado; **b)** MO após ataque com Nital 3% e **c)** MO após ataque com Klemm I. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.

Fonte: Elaborada pelo autor

Os detalhes revelados por cada reagente seletivo contribuíram para uma análise mais apurada nesta região. Assim, foi possível mostrar que a ZF não era totalmente martensítica como reportado na literatura para um aço DP980 similar ao estudado nesta Tese (PARKES et al., 2013, 2014; XU et al., 2012). Mesmo em condições extremas de soldagem, utilizando elevadas potência e velocidade, que interferem diretamente na taxa de resfriamento, há evidências da presença de outros microconstituintes na ZF. Os mapeamentos de algumas microregiões da ZF da junta soldada P1,0/V40 são mostrados na Figura 35, evidenciando a configuração multifásica formada após a soldagem a *laser*. A Figura 35a destaca a presença de austenita retida (branco) associada com o microconstituente bainita (marrom) em uma região confinada por grãos martensíticos (azul). Este arranjo microestrutural lembra o chamado constituinte martensita-austenita (MA) encontrado em juntas soldadas de aços microligados (ALÉ; REBELLO; CHARLIER, 1996; CHEN et al., 1984). Esta ocorrência está em consonância com as teorias de formação do constituinte MA, que aponta a sua formação frequentemente associada à bainita (BHADESHIA, 2011). O termo constituinte MA também já foi usado na literatura para aços AHSS dos tipos DP (RADWAŃSKI; WROŻYNA; KUZIĄK, 2015). A Figura 35b apresenta um arranjo de estruturas colunares típicas da frente de solidificação. Novamente, foi encontrada uma região de formação de bainita confinada entre grãos martensíticos tendo em seu interior ilhas de martensita e austenita retida. Já a Figura 35c mostra a austenita retida numa configuração delineando o contorno austenítico prévio.

A Figura 36 mostra a seção transversal da junta soldada P1,0/V70 na interface ZF-ZAC. Como se observa, a região apresentou uma microestrutura grosseira com a predominância de martensita (azul). Algumas ripas de martensita apresentavam-se alinhadas na direção de crescimento dos grãos colunares formados durante a solidificação. Outro detalhe interessante foi a presença de um arranjo de estruturas aciculares que remete à bainita (marrom claro). Também foi possível confirmar a presença de austenita retida (branco) em regiões que configuram contorno de grão austenítico prévio. Esta distinção só foi possível com o auxílio do ataque seletivo Klemm I que possibilitou a caracterização destes microconstituintes numa microestrutura fina e bastante complexa. Isto pode ser visto por meio da Figura 37 que mostra a micrografia da seção transversal da junta soldada P2,0/V150, aquela que apresentou os menores tamanhos de ZF e ZAC. A micrografia foi obtida via MO com auxílio do ataque seletivo LePera modificado. Nela é possível observar a distribuição de dois microconstituintes presentes na ZF e na ZAC.

Figura 35 - Micrografia da seção transversal (plano DT-DN) da junta soldada P1,0/V40 na ZF. **a)** região 1; **b)** região 2 e **c)** região 3. MO após ataque com Klemm I. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente. Azul - martensita (α'), marrom - bainita (α_b) e branco - austenita retida (γ_r).

a)

b)

c)

Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 36 - Micrografia da seção transversal (plano DT-DN) da junta soldada P1,0/V70 na região de transição líquido-sólido. MO após ataque com Klemm I. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.

Fonte: Elaborada pelo autor

O microconstituente destacado em branco é a martensita como observado na caracterização do MB (Figura 26). Já o microconstituente destacado em marrom pode ser entendido como bainita na ZF, considerando as elevadas temperaturas e taxas de resfriamento nesta região, e ferrita na ZAC. A semelhança de cores destes microconstituintes está associada à semelhança de suas estruturas. Na Figura 37a foi possível identificar grãos ferríticos em forma de “ilhas” na RGF da ZAC. Estes não tiveram tempo hábil para a transformação durante o ciclo térmico de soldagem, comprovando que a transformação se inicia preferencialmente pela martensita e evolui para a ferrita, e que em ciclos rápidos de aquecimento e resfriamento pode não se transformar. A transição entre a microestrutura da RIC e RSC pode ser observada na Figura 37b. Na RIC pode-se perceber claramente a distribuição da fase ferrita e da martensita formada a partir da austenita que sofrem um rápido resfriamento pós-soldagem. À medida que se avança em direção ao MB, passa-se para a RSC onde é esperado o revenimento da martensita pré-existente no MB. Note que a RSC apresenta uma coloração próxima da ferrita, uma evidência da presença de martensita revenida que também apresenta estrutura semelhante à da ferrita, gerando respostas similares após o ataque seletivo com LePera modificado.

A Figura 38 mostra a micrografia obtida via MO da seção transversal da junta soldada P1,0/V70 na fronteira entre as regiões intercrítica e subcrítica da ZAC. Note que no final da região intercrítica houve a formação de uma faixa com a presença de austenita (branco) que permaneceu retida após o ciclo de soldagem. No aço DP1000 a austenita se formou nesta região pela transformação da martensita pré-existente no metal-base. Com a elevada taxa de resfriamento e a partição de carbono, a transformação da austenita é afetada causando a sua retenção na forma de ilhas associadas à martensita. Outro detalhe observado foi a diferença de coloração proporcionada pelo ataque seletivo Klemm I para martensita presente na região intercrítica e subcrítica. Na região intercrítica, observamos a martensita (marrom) formada a partir da austenita transformada, enquanto que na região subcrítica a martensita é revenida (azul escuro), resultando em transformação parcial (difusional) da martensita prévia presente no MB.

Figura 37 - Micrografia da seção transversal (plano DT-DN) da junta soldada P2,0/V150. **a)** RGF da ZAC e **b)** transição entre RIC e RSC da ZAC. MO após ataque com LePera modificado. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.

a)

Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 38 - Micrografia da seção transversal (plano DT-DN) da junta soldada P1,0/V70 na transição entre as regiões RIC e RSC da ZAC. MO após ataque com Klemm I. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.

Fonte: Elaborada pelo autor

4.2.2 Perfis de microdureza Vickers

As medidas de microdureza Vickers foram realizadas na seção transversal das juntas P1,0/V20 (maior ZAC), P1,2/V50 (ZAC média) e P2,0/V150 (menor ZAC). O objetivo do ensaio foi avaliar, por meio do perfil de dureza, as regiões que apresentaram endurecimento e amolecimento após a soldagem. A literatura (FARABI; CHEN; ZHOU, 2010; XIA et al., 2008) reporta que os aços DP de alta resistência como o DP1000 tendem a apresentar um acentuado amolecimento na ZAC em decorrência do revenimento da martensita. As juntas ensaiadas foram escolhidas de forma a avaliar a influência da largura da ZAC no amolecimento desta região. A Figura 39 mostra os perfis de dureza obtidos para as três juntas soldadas combinadas com as respectivas macrografias da seção transversal. A linha azul indica a dureza média da seção transversal do MB, enquanto que a linha tracejada vermelha marca, a partir do desvio padrão o valor mínimo de dureza para o aço DP1000 desta Tese.

A junta P1,0/V20 (Figura 39a) apresentou um valor máximo de dureza de 486 HV na ZF e um mínimo de 270 HV na ZAC, justamente entre as regiões intercrítica e subcrítica. Estes números representam endurecimento e amolecimento da ordem de 47% e 18%, respectivamente, em relação ao MB. A junta P1,2/V50 (Figura 39b) apresentou valores máximo e mínimo de 476 e 267 HV, respectivamente. Estes valores foram encontrados nas mesmas regiões da junta soldada P1,0/V20. Além disto, os valores indicam um endurecimento de 44% e de amolecimento de 19%, valores próximos aos vistos na junta soldada P1,0/V20. Já a junta P2,0/V150 (Figura 39c) apresentou valores máximo de 500 HV na ZF e mínimo de 320 HV na ZAC, o que representa um endurecimento e amolecimento da ordem de 52% e 3%, respectivamente. Logo, a junta soldada P2,0/V150 foi a que apresentou maior resistência, ou seja, a ZAC menos amolecida da pelo calor da soldagem.

A Figura 39d mostra o comparativo entre os perfis de dureza das três juntas soldadas, onde é possível estimar o tamanho das regiões que sofreram maior amolecimento. Enquanto, a junta P2,0/V150 apresentou um amolecimento bastante discreto, as juntas P1,0/V20 e P1,2/V50 apresentaram regiões com amolecimento no entorno da solda da ordem de 1,50 e 0,75 mm de largura, respectivamente. Outro detalhe importante para o entendimento do amolecimento das juntas soldadas foi a região da ZAC onde foram encontrados os menores valores de dureza. Na transição entre a região intercrítica e subcrítica, nota-se uma considerável fração de austenita retida. O relativo aumento da fração de austenita retida nesta região, somado com o revenimento da martensita pré-existente, em temperaturas relativamente elevadas (próximas a A_{c1}), justifica a menor dureza encontrada nesta região.

Figura 39 - Perfil de microdureza Vickers da seção transversal (plano DT-DN) das juntas soldadas: **a)** P1,0/V20; **b)** P1,2/V50; **c)** P2,0/V150 e **d)** gráfico comparativo dos perfis de microdureza das juntas soldadas P1,0/V20, P1,2/V50 e P2,0/V150. MO (estereoscópio) e ataque com Nital 3%. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.

Fonte: Elaborada pelo autor

4.2.3 Ensaios de tração uniaxial

Os corpos de provas das juntas soldadas P1,0/V20 e P2,0/V150, que apresentaram menor e maior valor de dureza na ZAC, foram submetidas ao ensaio de tração uniaxial. O objetivo foi verificar o comportamento mecânico destas juntas em relação ao MB.

Os três grupos de amostras (corpos de provas) apresentaram propriedades mecânicas praticamente constantes ao longo do cordão de solda. A Figura 40 mostra as curvas tensão-deformação de engenharia do MB e das juntas soldadas com os respectivos locais de ruptura. Como se observa, as amostras soldadas apresentaram uma notável redução nos valores do alongamento em relação ao MB. As curvas das amostras soldadas também mostraram um sensível deslocamento após o limite de escoamento, caracterizando um aumento do encruamento com a presença das juntas soldadas.

A Tabela 10 resume os resultados de propriedades mecânicas obtidos nestes ensaios de tração para o aço DP1000 antes e após a soldagem com parâmetros extremos (P1,0/V20 e P2,0/V150). Nesta tabela os resultados do limite de escoamento (σ_0), de resistência (σ_R) e o alongamento total (A_T) são comparados com aqueles especificados para o aço DP1000. Também estão listados os resultados do coeficiente de anisotropia normal ($\bar{R}$) e planar (ΔR) do MB. Como as amostras foram ensaiadas com o $L_o = 50$ mm os valores de alongamento (em %) foram convertidos, conforme a Tabela 3 da norma EN ISO 2566-1, para o $L_o = 80$ mm base de medida do especificado para o aço DP1000. As amostras MB e P2,0/V150 apresentaram valores de limite de resistência mecânica de 1017 ± 6 e 1033 ± 6 MPa, respectivamente, com eficiência de junta de 102%. A ruptura da amostra P2,0/V150 ocorreu no MB, comprovando a elevada eficiência de junta. Este parâmetro é definido pela razão entre o limite de resistência mecânica da amostra soldada e o MB correspondente (ASM COMMITTEE, 1993; KHAN, 2007).

Os resultados da amostra P2,0/V150 estavam conforme os limites especificados para o aço DP1000. Já a amostra P1,0/V20 apresentou um limite de resistência de 991 ± 7 MPa, valor ligeiramente inferior ao mínimo admissível para o aço DP1000 (1000 MPa), proporcionando uma eficiência de junta de 97%. O valor assemelha-se ao reportado na literatura (PARKES et al., 2013) para o aço DP980 também soldado a *laser*. Se adotados os critérios de aceitação da norma AWS D1.1 (AWS, 2015) a ruptura na ZAC poderia até ser aceita, desde que o valor de resistência fosse igual ou superior ao mínimo especificado para o MB. Como esta condição não foi atendida, os parâmetros de soldagem da amostra P1,0/V20 não estariam qualificados para produção de uma solda para aplicação estrutural.

Já a amostra P2,0/V150 apresentou fratura no MB, algo esperado considerando-se as pequenas variações de dureza vistas no perfil de dureza mostrado na Figura 39c. Estes ensaios mostram que a solda produzida com elevada potência e velocidade geraram uma pequena ZAC e, conseqüentemente, uma junta soldada sem amolecimento localizado e tendência de ruptura, um benefício extremamente importante que se soma a alta produtividade esperada para a solda com o uso destes parâmetros.

Os ensaios de tração também permitiram observar que a energia até a fratura reduziu para 112,8 J e 40,1 J com as soldas P2,0/V150 e P1,0/V20, respectivamente. Uma redução de 26% e 74% em relação a 152,7 J do metal-base. Isto indica uma queda relativamente pequena da tenacidade com a solda P2,0/V150. Uma condição favorável para aplicação em juntas estruturais e componentes de segurança, considerando que o módulo de tenacidade compreende tanto a resistência mecânica como a ductilidade do material (SOUZA, 1982).

Além disso, os modelos de encruamento mais comuns para aços DP foram utilizados para modelar o comportamento plástico uniforme de aço estudado antes e após a soldagem em condições extremas (Tabela 11) (PARUZ; EDMONDS, 1989). Os parâmetros K , n , σ_0 , ε_0 , A e B são constantes do material determinadas na modelagem, enquanto R^2 é o R-quadrado ajustado ou coeficiente de determinação, referente à análise de quão bem os modelos se encaixam nos dados experimentais. Os resultados de R^2 indicaram uma melhor representação do comportamento plástico do aço DP1000 pelo modelo de Voce. A microestrutura bifásica e as soldas geram diferentes estágios de encruamento que não são tão bem representados pelo modelo de Hollomon, que é o mais difundido dos modelos. Além disso, a modelagem da amostra P2,0/V150 apresentou resultados relativamente mais próximos do metal-base. Outros detalhes observados foram o aumento das constantes em função da soldagem, confirmando um incremento de encruamento com a presença da solda. Para todos os casos, os modelos encruamento são extremamente importantes para a simulação de estampagem dos TWBs produzidos com o material estudado.

Figura 40 - Gráfico comparativo das curvas tensão-deformação de engenharia obtidas para o MB, P1,0/V20 e P2,0/V150.

Fonte: Elaborada pelo autor

Tabela 10 - Propriedades mecânicas obtidas por meio dos ensaios de tração uniaxial para o MB, P2,0/V150 e P1,0/V20.

Propriedade Mecânica	Especificado DP1000	Resultado experimental		
		MB	P2,0/V150	P1,0/V20
σ_0 (MPa)	700 - 950	711 ± 7	704 ± 5	717 ± 7
σ_R (MPa)	1000 - 1200	1017 ± 6	1033 ± 6	991 ± 7
A_T (%) ¹⁾	7,0 mínimo	$12,0 \pm 0,3$	$10,0 \pm 0,6$	$4,0 \pm 0,5$
$\bar{R}$	-	0,68	-	-
ΔR	-	0,08	-	-

¹⁾ Base de medida $L_0 = 80$ mm.

Fonte: Elaborada pelo autor

Tabela 11 - Parâmetros de encruamento obtidos entre σ_0 e σ_R da curva tensão-deformação.

Modelo	Parâmetro	Resultado		
		BM	P2,0/V150	P1,0/V20
Hollomon $\sigma = K_H \varepsilon^{n_H}$	K_H	1624	1681	1888
	n_H	0,15	0,15	0,18
	R_H^2	0,971	0,967	0,981
Ludwik $\sigma = \sigma_0 + K_L \varepsilon^{n_L}$	σ_0	715	705	721
	K_L	1612	1687	4792
	n_L	0,54	0,52	0,81
	R_L^2	0,908	0,905	0,913
Swift $\sigma = K_S (\varepsilon + \varepsilon_0)^{n_S}$	K_S	1672	1733	2018
	ε_0	0,002	0,002	0,002
	n_S	0,15	0,16	0,20
	R_S^2	0,961	0,956	0,973
Voce $\sigma = B - (B - A) \cdot \exp(-n_V \varepsilon)$	A	1584	1629	1568
	B	1095	1109	1051
	n_V	53,8	56,7	83,8
	R_V^2	0,992	0,992	0,999

Fonte: Elaborada pelo autor

4.2.4 Difração de raios X da junta soldada

A partir dos resultados iniciais da caracterização microestrutural da junta soldada a *laser* do aço DP1000, constatou-se a presença de diferentes microconstituintes, dentre eles austenita retida. A investigação evoluiu concentrando-se nas amostras P1,0/V20 e P2,0/V150 que apresentaram comportamentos distintos e extremos em relação ao tamanho de junta soldada e à resistência mecânica. Para isto, as amostras P1,0/V20 e P2,0/V150 foram submetidas a análise por difração de raios X para confirmar e quantificar a presença de austenita retida. A Figura 41 mostra os difratogramas obtidos após a análise do MB e das juntas soldadas P1,0/V20 e P2,0/V150. Os resultados foram refinados pelo método de Rietveld (MCCUSKER et al., 1999) permitido determinar as fases presentes e suas respectivas frações. Como pode ser visto na Figura 41a, não se evidenciou a presença de austenita retida no MB, confirmando que o aço DP1000 apresentou estrutura bifásica ferrita-martensita livre de austenita retida. Já as amostras P1,0/V20 (Figura 41b) e P2,0/V150 (Figura 41c), apresentaram a presença desta fase na junta soldada, mostrando que independente dos parâmetros de soldagem utilizados, haverá a tendência à formação de austenita retida.

Figura 41 - Difratomogramas de raios X do aço DP1000. **a)** amostra do MB; **b)** junta soldada P1,0/V20 e **c)** junta soldada P2,0/V150.

Fonte: Elaborada pelo autor

A Tabela 12 mostra os resultados quantitativos obtidos após o refinamento pelo método de Rietveld. A amostra P1,0/V20 apresentou uma fração de austenita retida duas vezes maior que a amostra P2,0/V150, mostrando que quanto maior a largura da junta soldada, maior será a fração de austenita retida nesta região. Porém, os resultados quantitativos da fração volumétrica merecem certo cuidado, uma vez que estão abaixo da resolução limite teórica da técnica que é da ordem de 5%. De qualquer forma, também pela técnica de difração de raios X foi comprovada a presença de austenita retida nas juntas soldadas P1,0/V20 e P2,0/V150.

Tabela 12 - Resultados quantitativos da difração de raios X após refinamento via método de Rietveld.

Amostra	Fe - α		Fe - γ	
	Fração (%)	Parâmetro de Rede (nm)	Fração (%)	Parâmetro de Rede (nm)
MB	100,0	0,2868	0,0	-
P1,0/V20	96,6	0,2866	3,4	0,3601
P2,0/V150	98,3	0,2866	1,7	0,3606

Fonte: Elaborada pelo autor

4.2.5 Caracterização microestrutural da junta soldada P2,0/V150

Uma caracterização microestrutural mais aprofundada foi conduzida para a amostra P2,0/V150, que produziu a junta soldada mais fina e resistente no aço DP1000. O objetivo foi um melhor entendimento das transformações microestruturais que refletiram nas propriedades mecânicas superiores desta junta.

4.2.5.1 Caracterização via microscopia eletrônica de varredura (MEV)

A Figura 42 mostra a seção transversal da junta soldada P2,0/V150. A Figura 42a mostra uma visão global da região mapeada em modo elétrons secundários em que é possível perceber de forma clara a predominância de martensita na ZF e na porção inicial da ZAC (RGF). Na Figura 42b, o detalhe do nível de refinamento da martensita da RGF em comparação a ZF pode ser notado. Enquanto, a ZF apresentou estruturas grosseiras, a RGF é caracterizada pela estrutura refinada em uma faixa estreita da ZAC. A temperatura alcançada nesta região e a maior taxa de resfriamento na ZAC afetam diretamente a microestrutura formada, o tamanho e a morfologia. A predominância de martensita na porção inicial da junta soldada também foi responsável pela elevada dureza encontrada.

Figura 42 - Micrografia da seção transversal (plano DT-DN) da junta soldada P2,0/V150. **a)** MEV com sinal de elétrons secundários e **b)** MEV com sinal de elétrons retroespalhados. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.

a)

b)

Fonte: Elaborada pelo autor

A Figura 43 mostra a seção transversal da ZF. Na Figura 43a percebe-se a tendência direcional das ripas de martensita que apontam para a região central da ZF, indicando o final da frente de solidificação da solda. Esta distribuição colunar das ripas de martensita é vista em detalhe na Figura 43b, que mostra um bloco de grãos martensíticos alongados e alinhados na diagonal. Também foi possível observar em alguns pontos da ZF o delineamento característico dos contornos de grão austenítico prévio (Figura 43c).

Figura 43 - Micrografia da seção transversal (plano DT-DN) da junta soldada P2,0/V150. **a)** centro da ZF; **b)** ZF região 1 e **c)** ZF região 2. MEV com sinal de elétrons retroespalhados. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.

Fonte: Elaborada pelo autor

A Figura 44 mostra o detalhe das ripas de martensita limitadas pelos contornos austenítico prévios (setas amarelas). As ripas vistas apresentaram espessuras entre 25 e 95 nm, indicando que apesar da estrutura relativamente grosseira (bruta de fusão) na ZF, as ripas de martensita são consideravelmente finas, o que explica a elevada dureza deste microconstituente e consequentemente desta região.

A Figura 45 mostra a micrografia da seção transversal da RGF da ZAC. Apesar das elevadas temperaturas alcançadas nesta região, pode-se notar a presença de alguns grãos ferríticos (Figura 45a) não transformados com tamanho reduzido em relação aos presentes no MB. O mesmo pode ser notado na Figura 45b que mostra a mesma região com sinal de elétrons retroespalhados.

Figura 44 - Micrografia da seção transversal (plano DT-DN) da junta soldada P2,0/V150 na ZF, com detalhe das ripas de martensita e do contorno do grão austenítico prévio. MEV com sinal de elétrons retroespalhados. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.

Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 45 - Micrografia da seção transversal (plano DT-DN) da junta soldada P2,0/V150 na RGF da ZAC. **a)** MEV com sinal de elétrons secundários e **b)** MEV com sinal de elétrons retroespalhados. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.

a)

b)

Fonte: Elaborada pelo autor

Na Figura 46 são mostradas, com diferentes ampliações, micrografias da seção transversal da RSC da ZAC. A Figura 46a apresenta esta região limite da ZAC com a distribuição dos microconstituintes ferrita e martensita revenida. Alguns autores (SAHA et al., 2014; XIA et al., 2008) que investigaram a soldagem a *laser* de aços DP de classe similares a 1000, apontam esta região como a mais amolecida após a soldagem. Eles apontam o revenimento da martensita originária do MB como o principal responsável por este comportamento.

Uma justificativa plausível, é a ocorrência de revenimento que reduz a dureza da martensita no aço DP1000, aço esse que apresenta uma fração de martensita em torno de 50%. Porém, estes trabalhos não levam em consideração a presença de austenita retida na ZF e na ZAC, sobretudo, na transição da RIC para RSC. A Figura 46b mostra a microestrutura da posição central da RSC com detalhe da martensita revenida com um aspecto e contraste semelhante à ferrita.

Ainda na porção inicial da RSC, evidenciou-se a presença de austenita retida no interior de um grão ferrítico, como mostra a Figura 47. Uma explicação para este fenômeno é a partição de carbono ou a microsegregação de determinados elementos químicos que altera o comportamento local.

Figura 46 - Micrografia da seção transversal (plano DT-DN) da junta soldada P2,0/V150. **a)** RSC da ZAC e **b)** ampliação da região delineada da RSC. MEV com sinal de elétrons retroespalhados. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.

a)

b)

Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 47 - Micrografia da seção transversal (plano DT-DN) da junta soldada P2,0/V150 na RSC da ZAC, com detalhe do grão “ilha” de austenita retida. MEV com sinal de elétrons retroespalhados. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.

Fonte: Elaborada pelo autor

4.2.5.2 Caracterização via difração de elétrons retroespalhados (EBSD)

O uso da técnica de EBSD na caracterização microestrutural e da textura cristalográfica de juntas soldadas a *laser* de aços DP não é comum. Até o presente momento, não havia trabalhos publicados com o uso desta técnica para caracterização de soldas a *laser* produzidas em aços da classe do DP1000, sobretudo, num sistema de EBSD de alta resolução. A complexidade da caracterização deste tipo de material é evidente, uma vez que após a soldagem a *laser* sob elevadas taxas de aquecimento e resfriamento, o aço DP1000 tende a produzir uma ZAC com muitos microconstituintes e microestruturas refinadas.

Diante deste cenário, a investigação conduzida neste trabalho com o auxílio da técnica de EBSD pode ser considerada inédita. O mapeamento via EBSD foi feito na amostra P2,0/V150 que apresentou a junta soldada mais estreita e resistente dentre as amostras produzidas. A região mapeada foi de $160 \times 100 \mu\text{m}^2$ com um *step size* de $0,05 \mu\text{m}$ gerando um total de 7.393.155 pontos indexados que contemplaram parte da ZF e da ZAC. Um extenso e detalhado mapeamento que traz na Figura 48 o seu resultado global.

A Figura 48a apresenta o mapa de orientações (OIM) que revela de uma forma geral as diferenças de tamanho e morfologia da microestrutura formada entre a ZF e a ZAC após a soldagem. Além disto, pode-se observar pelo padrão de cores a orientação cristalográfica de cada grão individual. A Figura 48b mostra o mapa de fases obtido via EBSD. Neste mapa foi possível identificar a presença de austenita retida em toda extensão analisada, diferindo basicamente em tamanho e dispersão para as diferentes regiões da junta soldada. Esta notável diferença indica um aumento na fração volumétrica e tamanho de grãos da austenita retida da ZF para a ZAC. Para análise quantitativa, foram selecionadas quatro áreas (A1, A2, A3 e A4) ao longo da junta soldada, como indicado no mapa de índice de qualidade ou simplesmente mapa de qualidade (IQ) da Figura 48c. As áreas A1, A2, A3 e A4 correspondem à ZF, RGF, RIC e RIC-RSC, respectivamente, que serão detalhadas nas Figuras 50 a 53.

Na Figura 49a, o mapa de índice de qualidade foi combinado com as informações dos contornos de grão, permitindo a visualização das fronteiras de cada grão. Nos mapas os contornos de baixo ângulo (diferença de orientação $< 15^\circ$) estão identificados de azul, enquanto os contornos de alto ângulo (diferença de orientação $\geq 15^\circ$) estão identificados de vermelho. Primeiramente, pode-se notar uma microestrutura bastante refinada na porção inicial da solda (região ZF/RGF) em relação a ZAC (RIC-RSC). Também foi possível determinar para a região mapeada a fração de contornos de baixo e alto ângulo. Os resultados mostraram uma fração de contornos de alto ângulo de 0,60 contra 0,40 de baixo ângulo. O mapa da Figura 49b mostra a desorientação média de Kernel (*Kernel average misorientation* - KAM) obtida a partir do mapeamento de EBSD da amostra P2,0/V150. O ângulo de desorientação média foi obtido para cada *pixel* em relação aos seus vizinhos mais próximos num raio de 5 *pixels*.

Este tipo de mapeamento permite visualizar por meio padrão de cores o gradiente de deformação plástica no interior dos grãos. Para a região analisada o padrão de cores mostrou uma leve desorientação nas regiões que sofreram transformação martensítica, indicando uma microdeformação local. Outro detalhe observado foi a presença de regiões de baixa desorientação na ZF e na RGF, o que pode indicar a presença de bainita na ZF e/ou ferrita não transformada na RGF.

Figura 48 - Resultados do mapeamento de EBSD da junta soldada P2,0/V150. **a)** mapa de orientações (OIM); **b)** mapa de fases e **c)** mapa de qualidade (IQ), delineando as regiões A1, A2, A3 e A4 detalhadas na caracterização. MEV-FEG-EBSD. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.

Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 49 - Resultados do mapeamento de EBSD da junta soldada P2,0/V150. **a)** mapa de qualidade (IQ), mostrando os contornos de alto e baixo ângulo e **b)** mapa da desorientação média de Kernel (KAM). DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.

Fonte: Elaborada pelo autor

A Figura 50 mostra o mapeamento de EBSD da região A1 correspondente a ZF. Na Figura 50a a microtextura desta região permitiu identificar alguns contornos que remetem aos grãos austeníticos prévios que originaram a martensita. No interior destas microrregiões, delineadas pelos contornos de grão austeníticos prévios, a morfologia acicular ajuda a evidenciar a subdivisão da microestrutura causada pela transformação martensítica. O detalhe da distribuição dos contornos de alto e baixo ângulo pôde ser observado na Figura 50b, que mostra o mapa de índice de qualidade.

A ZF apresentou uma fração de contornos de alto ângulo igual a 67%. O mapa de fases da Figura 50c mostra a presença de austenita retida com fração de 0,7%, um valor reduzido, porém, coerente considerando as elevadas temperaturas atingidas nesta região e a taxa de resfriamento relativamente menor. O tamanho de grão médio da austenita retida nesta região foi de $0,12 \pm 0,03 \mu\text{m}$. A Figura 51 mostra o mapeamento de EBSD na região A2 que coincide com a RGF da ZAC. A Figura 51a apresenta a microtextura da região de grãos refinados. O intenso refinamento desta região pode ser notado com o auxílio da Figura 51b, que mostra o mapa de qualidade com as frações de 75% e 25% para os contornos de alto e de baixo ângulo, respectivamente. Foi possível identificar, também, a presença de grãos ferríticos não transformados durante a soldagem, o que é aceitável considerando-se a elevada velocidade de soldagem. A fração de austenita retida desta região aumentou (Figura 51c), chegando a 1,5%. Outro aumento notado, foi no tamanho de grão médio da austenita retida, que chegou a $0,13 \pm 0,04 \mu\text{m}$, confirmando a tendência de aumento do tamanho das ilhas de austenita retida com o avanço na direção do MB.

A Figura 52 detalha a região A3 que contém a RIC da ZAC. Na Figura 52a podemos perceber a evolução da microestrutura nesta região com a transição da microestrutura refinada para uma bifásica mais grosseira. Este detalhe também pode ser notado na Figura 52b que mostra por meio da distribuição de contornos que somente parte do material foi transformada. A fração de contornos de alto ângulo manteve a tendência de aumento e foi igual a 79%. Nesta região, a fração de austenita retida chegou a 1,8% e o tamanho de grão médio se manteve praticamente inalterado e igual a $0,13 \pm 0,05 \mu\text{m}$ (Figura 52c).

A Figura 53a mostra o detalhe da região A4 correspondente ao extremo da RIC ou transição RIC-RSC. Assim como nas demais regiões, nota-se, de forma qualitativa, que a textura é fraca (Figura 53a). A fração de contornos de alto ângulo (Figura 53b) chegou a 86%, seguindo a tendência de aumento desta variável quando se caminha da ZF para MB. O mapa de fases da Figura 53c mostra uma fração de austenita retida de 2,9% nesta região, o maior valor dentre todas as regiões mapeadas, algo que já havia sido observado via MO com ataque seletivo. O tamanho de grão médio também atingiu o seu maior valor chegando a $0,16 \pm 0,10 \mu\text{m}$. Outro detalhe importante foi a grande dispersão de austenita retida nas regiões de contornos dos grãos, mostrando que estas regiões atuam como importantes sítios de nucleação desta fase na soldagem.

Os resultados da fração volumétrica e tamanho de grão médio da austenita retida obtidos via EBSD estão sumarizados na Tabela 13. Eles mostram que a fração e o tamanho da austenita aumentam com o distanciamento da ZF.

Figura 50 - Detalhes da região A1 do mapeamento de EBSD da junta soldada P2,0/V150. **a)** mapa de orientações; **b)** mapa de qualidade, mostrando a fração de contornos de grãos de alto e baixo ângulo e **c)** mapa de fases. MEV-FEG-EBSD. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.

Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 51 - Detalhes da região A2 do mapeamento de EBSD da junta soldada P2,0/V150. **a)** mapa de orientações; **b)** mapa de qualidade, mostrando a fração de contornos de grãos de alto e baixo ângulo e **c)** mapa de fases. MEV-FEG-EBSD. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.

Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 52 - Detalhes da região A3 do mapeamento de EBSD da junta soldada P2,0/V150. **a)** mapa de orientações; **b)** mapa de qualidade, mostrando a fração de contornos de grãos de alto e baixo ângulo e **c)** mapa de fases. MEV-FEG-EBSD. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.

Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 53 - Detalhes da região A4 do mapeamento de EBSD da junta soldada P2,0/V150. **a)** mapa de orientações; **b)** mapa de qualidade, mostrando a fração de contornos de grãos de alto e baixo ângulo e **c)** mapa de fases. MEV-FEG-EBSD. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.

Fonte: Elaborada pelo autor

Tabela 13 - Fração volumétrica e tamanho de grão médio da austenita retida nas regiões A1, A2, A3 e A4 da solda P2,0/V150.

	Austenita retida			
	Área mapeada			
	A1 (ZF)	A2 (RGF)	A3 (RIC)	A4 (RIC-RSC)
Fração (%)	0,7	1,5	1,8	2,9
Tamanho de Grão (µm)	0,12 ± 0,03	0,13 ± 0,04	0,13 ± 0,05	0,16 ± 0,10

Fonte: Elaborada pelo autor

Os resultados do mapeamento via EBSD da amostra P2,0/V150 mostram que esta junta soldada apresenta uma microestrutura multifásica composta por pelo menos três microconstituintes, ou seja, ferrita, martensita e austenita retida. A eventual presença de bainita não pode ser descartada, mas sua identificação por EBSD não é simples. Para a distinção entre a ferrita, a bainita e a martensita, atualmente existem equipamentos que contam com detectores complementares de EBSD e EDS que permitem a combinação das informações de estrutura cristalina, morfologia e composição química local (GAZDER et al., 2014). Outra técnica reportada na literatura (NOWELL; WRIGHT; CARPENTER, 2009) utiliza somente os dados de EBSD para a distinção entre estas fases/constituintes. Estes métodos propõem a distinção entre as fases ferrita e martensita por meio do processamento do mapa de qualidade (IQ) e da desorientação média de Kernel (KAM). Este método parte do princípio que os padrões de EBSD obtidos para a martensita são indexados com menor qualidade quando comparado com os da ferrita, permitindo um processamento subsequente destes dados para distinção automática entre as fases.

Apesar destas alternativas, a presente Tese propôs um novo método fundamentado na distinção das fases baseado na análise da dispersão dos tamanhos de grão. Os resultados de EBSD foram processados adotando, primeiramente, um índice de confiança maior que 0,1, neste caso, 95% dos pontos indexados. A separação, propriamente dita, entre a martensita e a ferrita foi feita a partir da diferença de tamanho de grão observada nas micrografias. Esta diferença também pode ser notada via análise da distribuição de tamanho de grão. O gráfico apresentou como ordenada a fração de área e na abscissa o tamanho de grão (µm) na escala logarítmica. A distribuição apresenta um perfil bimodal onde cada moda foi compreendida como sendo uma distribuição característica da ferrita (maiores valores) e da martensita (grãos mais finos).

Nas Figuras 54 a 56 são mostrados os mapas de orientação resultantes da separação via análise gráfica da distribuição de tamanho de grão (martensita e ferrita). A Figura 54 mostra o resultado da separação feita para a RGF da ZAC. O resultado da separação referente à fase martensita pode ser visto no mapa de orientações da Figura 54a. A RGF apresentou predominância de martensita com tamanho de grão médio de $0,62 \pm 0,52 \mu\text{m}$. A Figura 54b mostra o mapa de orientações da separação da ferrita que apresentou um tamanho de grão médio de $3,89 \pm 1,05 \mu\text{m}$. Assim, como observado via MO e MEV, alguns grão ferríticos permaneceram como ilhas não sofrendo transformação durante o ciclo térmico de soldagem. O resultado da separação das fases da RIC da ZAC pode ser visto na Figura 55. A separação entre a martensita e a ferrita pode ser vista nas Figuras 55a e 55b, respectivamente. Nesta região a martensita apresenta um tamanho de grão médio de $0,38 \pm 0,35 \mu\text{m}$, enquanto a ferrita apresenta tamanho de grão médio de $3,89 \pm 1,95 \mu\text{m}$. Por fim, o resultado da distinção entre fases na transição entre as RIC e RSC é sumarizado na Figura 56. O tamanho de grão martensítico nesta região (Figura 56a) era de $0,40 \pm 0,37 \mu\text{m}$, enquanto que a ferrita (Figura 56b) apresenta tamanho de grão médio de $3,98 \pm 1,84 \mu\text{m}$.

O resumo dos valores de tamanho de grão médio determinados via EBSD é apresentado na Tabela 14. Comparando-se os resultados, é possível afirmar que a martensita formada na RGF apresentou tamanho superior à martensita presente nas regiões subsequentes. Por fim, o tamanho de grão ferrítico computado apresenta valores muito próximos daqueles determinados via MO ($3,0 \mu\text{m}$), mostrando que a metodologia proposta apresenta resultados bastante confiáveis.

Figura 54 - Mapa de orientações da região A2 da junta soldada P2,0/V150 após a separação dos microconstituintes. **a)** martensita; **b)** ferrita e **c)** gráfico da distribuição bimodal do tamanho de grão (TG) dos microconstituintes. MEV-FEG-EBSD. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.

Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 55 - Mapa de orientações da região A3 da junta soldada P2,0/V150 após a separação dos microconstituintes. **a)** martensita; **b)** ferrita e **c)** gráfico da distribuição bimodal do tamanho de grão (TG) dos microconstituintes. MEV-FEG-EBSD. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.

Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 56 - Mapa de orientações da região A4 da junta soldada P2,0/V150 após a separação dos microconstituintes. **a)** martensita; **b)** ferrita e **c)** gráfico da distribuição bimodal do tamanho de grão (TG) dos microconstituintes. MEV-FEG-EBSD. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.

Fonte: Elaborada pelo autor

Tabela 14 - Tamanho de grão médio (diâmetro) da martensita e da ferrita nas diferentes regiões detalhadas (A2, A3 e A4) da junta soldada P2,0/V150.

Microconstituente	Tamanho de grão - Diâmetro (μm)		
	A2 (RGF)	A3 (RIC)	A4 (RIC-RSC)
Martensita	$0,62 \pm 0,52$	$0,38 \pm 0,35$	$0,40 \pm 0,37$
Ferrita	$3,89 \pm 1,05$	$3,89 \pm 1,95$	$3,98 \pm 1,84$

Fonte: Elaborada pelo autor

As imagens obtidas via caracterização por EBSD referem-se às microestruturas martensíticas já transformadas. De modo a entender e quantificar a microestrutura de partida (austenita), utilizou-se um método de reconstrução a partir dos dados de EBSD. A Figura 57 mostra o resultado da reconstrução automática dos grãos austeníticos processada pelo *software* ARPGE a partir dos dados de EBSD (CAYRON, 2007). Para a reconstrução, como premissa inicial, adotou-se o modelo proposto por Kurdjumov-Sachs (KS) (KURDJUMOW; SACHS, 1930), bastante utilizado e que guarda boa aderência com os dados reportados para aços com baixo teor de carbono (KITAHARA et al., 2006). Este modelo relaciona, por meio do cômputo de 24 variantes possíveis, a relação de orientação cristalográfica da austenita que deu origem a martensita. *A priori*, a reconstrução foi conduzida apenas para a ZF (Figura 57a) que sofreu transformações a partir do estado líquido e apresenta predominância de grãos martensíticos após a soldagem.

O resultado da reconstrução da estrutura de grãos austeníticos prévios pode ser visto na Figura 57b, que apresenta o mapa de orientações da ZF no campo austenítico. Desta forma, a reconstrução mostra como o material estaria imediatamente antes da transformação martensítica, simulando a sua microestrutura em uma elevada temperatura. No mapa nota-se que 93% dos grãos foram reconstruídos, o que pode ser considerado um resultado satisfatório, um vez que a ZF apresentou, além da martensita, outros microconstituintes. O tamanho de grão da austenita prévia obtido por meio da reconstrução foi calculado em 7,5 μm , um valor relativamente pequeno, porém, coerente com as condições severas de aquecimento e resfriamento durante a soldagem.

Figura 57 - Mapa de orientações da região A1, correspondente a ZF da junta soldada P2,0/V150. **a)** ZF após a soldagem e **b)** reconstrução automática da austenita primária da ZF. MEV-FEG-EBSD. DT e DN referem-se às direções transversal e normal, respectivamente.

Fonte: Elaborada pelo autor

5 CONCLUSÕES

Os principais resultados da soldagem a *laser* e caracterização microestrutural do aço DP1000 são apresentados a seguir:

- A composição química experimental foi utilizada nos cálculos termodinâmicos de equilíbrio de fases e do carbono equivalente. Assim, foi possível determinar as temperaturas de transformação *liquidus* (1510°C), *solidus* (1460°C), A_3 (832°C) e A_1 (685°C), além, das faixas de estabilidade das fases (ferrita- δ , ferrita- α e austenita) e dos compostos (MnS, Fe₃C, (Mn, Fe)₇C₃, NbC, (Mo, V)C, (W, Mo)C e WC) formados durante a solidificação.
- Na condição “como recebido”, o aço DP1000 apresentou fração volumétrica de 43 ± 4 % de martensita e o restante ferrita, com tamanho de grão médio de 3,0 μ m. A dureza média obtida para a seção transversal foi de 330 ± 17 HV e 355 ± 17 HV na seção longitudinal. Os resultados se mostraram satisfatórios para o aço DP da classe 1000.
- As diversas soldas a *laser* investigadas mostraram que para a velocidade intermediária de 50 mm/s, obteve-se penetração total para valores de potência acima de 1,0 kW. Para a potência de 1,0 kW, a diminuição da velocidade de soldagem, acarretou aumento de largura da junta soldada e homogeneização da mesma ao longo da espessura, mostrando uma distribuição de calor mais uniforme durante a soldagem.
- As amostras com penetração parcial apresentaram macroporosidade internas na região da raiz da solda.
- A microestrutura de todas as juntas soldadas do aço DP1000 apresentou martensita, ferrita/bainita e austenita retida como microconstituintes. A austenita retida foi encontrada em maior quantidade na transição RIC-RSC da ZAC. A presença de austenita retida também foi confirmada via difração de raios X nas amostras mais representativas (P1,0/V20 e P2,0/V150) e ausentada no MB.

- A solda P2,0/V150 apresentou um limite de resistência de 1033 ± 6 MPa, garantindo uma eficiência de junta de 102% e ruptura no MB. Já a amostra P1,0/V20 apresentou um limite de resistência de 991 ± 7 MPa, proporcionando uma eficiência de junta de 97% e ruptura na ZAC, em função do amolecimento localizado na transição entre a RIC-RSC.
- Os ensaios de tração também permitiram observar que as juntas soldadas P2,0/V150 e P1,0/V20 apresentaram uma redução na tenacidade de 26% e 74%, respectivamente, indicando uma queda relativamente pequena da tenacidade com a junta soldada P2,0/V150, condição favorável para aplicação em componentes estruturais e de segurança.
- A caracterização da austenita retida via EBSD indicou uma tendência de aumento do tamanho e da fração desta fase quando se caminha da ZF para a ZAC.
- Com o auxílio do *software* ARPGE foi possível a reconstrução de cerca de 93% dos grãos austenítico prévios na ZF que apresentaram tamanho médio de 7,5 μm .
- A análise do encruamento deste aço mostrou que o modelo de Voce foi o que mais bem representou este fenômeno no aço DP1000 soldado a *laser* nas condições descritas como P2,0/V150. Esta informação é relevante para a modelagem do comportamento mecânico de *blanks* produzidos com o aço DP1000 via soldagem a *laser*.
- A elevada fração volumétrica de austenita retida e o revenimento da martensita pré-existente são apontados como os principais responsáveis pelo amolecimento na transição RIC-RSC da ZAC. No entanto, o presente trabalho mostrou que é possível produzir juntas soldadas a *laser* suficientemente resistentes no aço DP1000. Para isto, os parâmetros de potência e velocidade de soldagem devem proporcionar uma solda com penetração total e largura mínima. A razão entre a largura e profundidade da junta soldada deve ser da ordem de 0,30, condição que minimizou este efeito deletério da soldagem.

REFERÊNCIAS

- ABRÀMOFF, M. D.; MAGALHÃES, P. J.; RAM, S. J. Image processing with ImageJ. **Biophotonics International**, v. 11, p. 36–42, 2004.
- ABRAMOWITZ, M.; STEGUN, I. A. **Handbook of Mathematical Functions with Formulas, Graphs and Mathematical Tables**. New York: Dover Publications, 1965.
- AHIALE, G. K.; OH, Y.-J. Microstructure and fatigue performance of butt-welded joints in advanced high-strength steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 597, p. 342–348, 2014.
- AHMAD, E.; MANZOOR, T.; HUSSAIN, N. Thermomechanical processing in the intercritical region and tensile properties of dual-phase steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 508, p. 259–265, 2009.
- ALÉ, R. M.; REBELLO, J. M. A.; CHARLIER, J. A metallographic technique for detecting martensite-austenite constituents in the weld heat-affected zone of a micro-alloyed steel. **Materials Characterization**, v. 37, p. 89–93, 1996.
- ANDRITZ METALS. **Continuous Annealing Line SSAB**. Borlänge: Andritz Metals, 2012.
- ARAMAYO, G. A.; SIMUNOVIC, S.; VAN SCHAIK, M. Crash compatibility of the ultralight steel auto body with cars of the same size. **SAE Technical Paper 2000-01-2717**, 2000.
- ASHRAFI, H. et al. Correlation of tensile properties and strain hardening behavior with martensite volume fraction in dual-phase steels. **Transactions of the Indian Institute of Metals**, v. 70, p. 1575–1584, 2017.
- ASM COMMITTEE. **ASM Handbook, Volume 1, Properties and Selection: Irons, Steels and High Performance Alloys**. Geauga: ASM International, 1993.
- AWS COMMITTEE. **A3.0M/A3.0: Welding Terms and Definitions**. Miami: American Welding Society, 2010.
- AWS COMMITTEE. **D1.1M/D1.1: Structural Welding Code - Steel**. Miami: American Welding Society, 2015.
- BABU, S. S.; DAVID, S. A. Inclusion formation and microstructure evolution in low alloy steel welds. **ISIJ International**, v. 42, p. 1344–1353, 2002.
- BALTAZAR-HERNANDEZ, V. H.; NAYAK, S. S.; ZHOU, Y. Tempering of martensite in dual-phase steels and its effects on softening behavior. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 42, p. 3115–3129, 2011.
- BALUCH, N.; UDIN, Z. M.; ABDULLAH, C. S. Advanced high strength steel in auto industry: an overview. **Engineering, Technology & Applied Science Research**, v. 4, p. 686–689, 2014.

BANDYOPADHYAY, K.; PANDA, S. K.; SAHA, P. Optimization of fiber laser welding of DP980 steels using RSM to improve weld properties for formability. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 25, p. 2462–2477, 2016.

BENYOUNIS, K. Y.; OLABI, A. G.; HASHMI, M. S. J. Effect of laser welding parameters on the heat input and weld-bead profile. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 164–165, p. 978–985, 2005.

BHADESHIA, H. K. D. H. **Bainite in steels**. 2. ed. London: IOM Communications, 2001a.

BHADESHIA, H. K. D. H. **Worked examples in the Geometry of Crystals**. 2. ed. London: Institute of Materials, 2001b.

BHADESHIA, H. K. D. H. About calculating the characteristics of the martensite-austenite constituent. In: INTERNATIONAL SEMINAR ON WELDING OF HIGH STRENGTH PIPELINE STEELS, CBMM AND TMS, 2011, Araxá. **Proceedings...**Araxá: TMS, 2011. p. 99–106.

BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, S. R. **Steels: Microstructure and Properties**. 3. ed. Oxford: Elsevier, 2006.

BIRO, E. et al. Softening kinetics in the subcritical heat-affected zone of dual-phase steel welds. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 41A, p. 2348–2356, 2010.

BLECK, W.; PHIU-ON, K. Microalloying of cold-formable multi phase steel grades. **Materials Science Forum**, v. 500–501, p. 97–114, 2005.

BOS, C. et al. Application of a three-dimensional microstructure evolution model to identify key process settings for the production of dual-phase steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 42A, p. 3602–3610, 2011.

BOS, C.; MECOZZI, M. G.; SIETSMA, J. A microstructure model for recrystallisation and phase transformation during the dual-phase steel annealing cycle. **Computational Materials Science**, v. 48, p. 692–699, 2010.

BRANDS, D. et al. Computational modeling of dual-phase steels based on representative three-dimensional microstructures obtained from EBSD data. **Archive of Applied Mechanics**, v. 86, p. 575–598, 2016.

BROWN, T. W. et al. Nitrogen effects in dual-phase sheet steel. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 42A, p. 3611–3619, 2011.

CAIRNS, R. L.; CHARLES, J. A. Mechanical properties of steels with controlled martensite-ferrite microstructures. **Journal of the Iron and Steel Institute**, v. 205, p. 1051–1065, 1967a.

CAIRNS, R. L.; CHARLES, J. A. Production of controlled martensite ferrite microstructures in steels. **Journal of the Iron and Steel Institute**, v. 205, p. 1044–1050, 1967b.

CALLISTER JR, W. D.; RETHWISCH, D. G. **Materials science and engineering: an introduction**. 8. ed. Hoboken: John Wiley & Sons, 2010.

CAYRON, C. ARPGE: a computer program to automatically reconstruct the parent grains from electron backscatter diffraction data. **Journal of Applied Crystallography**, v. 40, p. 1183–1188, 2007.

CHATTOPADHYAY, A.; CHANDA, T. Role of silicon on oxide morphology and pickling behaviour of automotive steels. **Scripta Materialia**, v. 58, p. 882–885, 2008.

CHEN, J. H. et al. Micro-fracture behaviour induced by M-A constituent (island martensite) in simulated welding heat affected zone of HT80 high strength low alloyed steel. **Acta Metallurgica**, v. 32, p. 1779–1788, 1984.

CHO, D. W.; CHO, W. I.; NA, S. J. Modeling and simulation of arc: laser and hybrid welding process. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 16, p. 26–55, 2014.

COELHO, B. N.; LIMA, M. S. F.; COSTA, A. R. Soldagem do aço inoxidável AISI 316 com laser à fibra de alta potência: influência dos parâmetros operacionais na micro dureza e na susceptibilidade à corrosão eletrolítica dos cordões de solda. **Revista Matéria**, v. 18, p. 1338–1349, 2013.

COLLA, V. et al. Strain hardening behavior of dual-phase steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 40A, p. 2557–2567, 2009.

COLLINS, T. J. ImageJ for microscopy. **BioTechniques**, v. 43, p. 25–30, 2007.

CORNETTE, D.; GALTIER, A. Influence of the forming process on crash and fatigue performance of high strength steels for automotive components. **SAE Technical Paper 2002-01-0642**, 2002.

DAL, M.; FABBRO, R. An overview of the state of art in laser welding simulation. **Optics & Laser Technology**, v. 78, p. 2–14, 2016.

DAVID, S. A.; BABU, S. S.; VITEK, J. M. Welding: solidification and microstructure. **JOM**, v. 55, p. 14–20, 2003.

DAVIES, R. G. The mechanical properties of zero-carbon ferrite-plus-martensite structures. **Metallurgical Transactions A**, v. 9A, p. 451–455, 1978.

DAWES, C. T. Light and lasers. In: **Laser Welding: A Practical Guide**. Cambridge: Woodhead Publishing, 1992. p. 1–15.

DE, A.; DEBROY, T. Reliable calculation of heat and fluid flow during conduction mode laser welding through optimization of uncertain parameters. **Welding Research**, p. 101–112, 2005.

DÉLEN, X. et al. 34 W continuous wave Nd:YAG single crystal fiber laser emitting at 946 nm. **Applied Physics B: Lasers and Optics**, v. 104, p. 1–4, 2011.

DUPONT, J. N. Fundamentals of weld solidification. In: LIENERT, T. et al. (Eds.). . **ASM Handbook, Volume 6A, Welding Fundamentals and Processes**. Geauga: ASM International, 2011. v. 6, p. 96–114.

EASTERLING, K. **Introduction to the Physical Metallurgy of Welding**. 2. ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 1992.

EINSTEIN, A. On the quantum theory of radiation. **Physical Journal**, v. 18, p. 121–128, 1917.

FARABI, N.; CHEN, D. L.; ZHOU, Y. Fatigue properties of laser welded dual-phase steel joints. **Procedia Engineering**, v. 2, p. 835–843, 2010.

FLAXA, V.; SHAW, J. Material applications in ULSAB-AVC (advanced vehicle concepts). **SAE Technical Paper 2002-01-2074**, 2002.

GALÁN, J. et al. Advanced high strength steels for automotive industry. **Revista de Metalurgia**, v. 48, p. 118–131, 2012.

GALINDO-NAVA, E. I.; RIVERA-DÍAZ-DEL-CASTILLO, P. E. J. Understanding martensite and twin formation in austenitic steels: a model describing TRIP and TWIP effects. **Acta Materialia**, v. 128, p. 120–134, 2017.

GAZDER, A. A. et al. A correlative approach to segmenting phases and ferrite morphologies in transformation-induced plasticity steel using electron back-scattering diffraction and energy dispersive X-ray spectroscopy. **Ultramicroscopy**, v. 147, p. 114–132, 2014.

GEUSIC, J. E.; MARCOS, H. M.; VAN UITERT, L. G. Laser oscillations in Nd-doped yttrium aluminum, yttrium gallium and gadolinium garnets. **Applied Physics Letters**, v. 4, p. 182–184, 1964.

GHADBEIGI, H. et al. Local plastic strain evolution in a high strength dual-phase steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 527, p. 5026–5032, 2010.

GHATEI KALASHAMI, A. et al. Correlation of microstructure and strain hardening behavior in the ultrafine-grained Nb-bearing dual phase steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 678, p. 215–226, 2016.

GINZBURG, V. B.; BALLAS, R. **Flat Rolling Fundamentals**. New York: CRC Press, 2000.

GORDON, J. P.; ZEIGER, H. J.; TOWNES, C. H. The maser-new type of microwave amplifier, frequency standard, and spectrometer. **Physical Review**, v. 99, p. 1264–1274, 1955.

GOURGUES, A.-F.; FLOWER, H. M.; LINDLEY, T. C. Electron backscattering diffraction study of acicular ferrite, bainite, and martensite steel microstructures. **Materials Science and Technology**, v. 16, p. 26–40, 2000.

GUTIERREZ-URRUTIA, I.; ZAEFFERER, S.; RAABE, D. Coupling of electron channeling with EBSD: toward the quantitative characterization of deformation structures in the SEM. **JOM**, v. 65, p. 1229–1236, 2013.

HAMADA, A. S.; KARJALAINEN, L. P.; PUUSTINEN, J. Fatigue behavior of high-Mn TWIP steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 517, p. 68–77, 2009.

HAN, Q. et al. Microstructure and properties of Mo microalloyed cold rolled DP1000 steels. **Journal of Iron and Steel Research International**, v. 18, p. 52–58, 2011.

HAYAMI, S.; FURUKAWA, T. Microalloying 75. In: INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON HIGH-STRENGTH, LOW-ALLOY STEELS, 1975, Washington. **Proceedings...** Washington: Union Carbide Corporation. Metals Division, 1977. p. 748.

HUMPHREYS, F. J.; HATHERLY, M. **Recrystallization and Related Annealing Phenomena**. 2. ed. Oxford: Pergamon, 2004.

ION, J. C. Evolution of Laser Material Processing. In:_____. **Laser Processing of Engineering Materials: Principles, Procedure and Industrial Application**. Oxford: Elsevier, 2005a. p. 12–40.

ION, J. C. Conduction Joining. In:_____. **Laser Processing of Engineering Materials: Principles, Procedure and Industrial Application**. Oxford: Elsevier, 2005b. p. 327–346.

ION, J. C. Keyhole Welding. In:_____. **Laser Processing of Engineering Materials: Principles, Procedure and Industrial Application**. Oxford: Elsevier, 2005c. p. 395–455.

ION, J. C.; EASTERLING, K. E.; ASHBY, M. F. A second report on diagrams of microestructure and hardness for heat-affected zones in welds. **Acta Metallurgica**, v. 32, p. 1949–1962, 1984.

KANG, J. et al. Digital image correlation studies for microscopic strain distribution and damage in dual phase steels. **Scripta Materialia**, v. 56, p. 999–1002, 2007.

KEELER, S.; KIMCHI, M.; J MOONEY, P. **Advanced high-strength steels application guidelines version 6.0**. Middletown: World Auto Steel, 2017.

KHAN, M. I. **Welding Science and Technology**. New Delhi: New Age International, 2007.

KHAN, R.; PERVEZ, T.; QAMAR, S. Z. Modeling and simulations of transformation and twinning induced plasticity in advanced high strength austenitic steels. **Mechanics of Materials**, v. 95, p. 83–101, 2016.

KHEDKAR, P. et al. A review on advance high strength steels. **International Journal of Current Engineering and Technology**, v. 6, p. 240–243, 2016.

KI, H.; SO, S.; KIM, S. Laser transformation hardening of carbon steel sheets using a heat sink. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 214, p. 2693–2705, 2014.

KIM, Y. W. et al. Energy-based approach to predict the fatigue life behavior of pre-strained Fe-18Mn TWIP steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 528, p. 4696–4702, 2011.

KITAHARA, H. et al. Crystallographic features of lath martensite in low-carbon steel. **Acta Materialia**, v. 54, p. 1279–1288, 2006.

KONG, F. et al. Modeling of temperature field and grain growth of a dual phase steel DP980 in direct diode laser heat treatment. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 209, p. 5996–6003, 2009.

KONG, F. et al. Real-time monitoring of laser welding of galvanized high strength steel in lap joint configuration. **Optics and Laser Technology**, v. 44, p. 2186–2196, 2012.

KOU, S. **Welding Metallurgy**. 2. ed. Hoboken: John Wiley & Sons, 2003.

KOU, S.; LE, Y. Three-dimensional heat flow and solidification during the autogeneous GTA welding of aluminum plates. **Metallurgical Transactions A**, v. 14A, p. 2245–2253, 1983.

KRASNOPEROV, M. Y.; PIETERS, R. R. G. M.; RICHARDSON, I. M. Weld pool geometry during keyhole laser welding of thin steel sheets. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 9, p. 501–506, 2004.

KURDJUMOW, G.; SACHS, G. Über den mechanismus der stahlhärtung. **Zeitschrift für Physik**, v. 64, p. 325–343, 1930.

KUZIAK, R.; KAWALLA, R.; WAENGLER, S. Advanced high strength steels for automotive industry. **Archives of Civil and Mechanical Engineering**, v. 8, p. 103–117, 2008.

LAI, Q. et al. Microstructure refinement of dual-phase steels with 3.5 wt% Mn: Influence on plastic and fracture behavior. **Materials Science and Engineering A**, v. 638, p. 78–89, 2015.

LAMPMAN, S. R. Weld Solidification. In: _____. **Weld Integrity and Performance**. Geauga: ASM International, 1997. v. 6p. 3–22.

LANCASTER, J. F. **Metallurgy of Welding**. 6. ed. Cambridge: Abington Publishing, 1999.

LARA, A.; PICAS, I.; CASELLAS, D. Effect of the cutting process on the fatigue behaviour of press hardened and high strength dual phase steels. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 213, p. 1908–1919, 2013.

LI, X. et al. Modeling of temperature field and pool formation during linear laser welding of DP1000 steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 214, p. 1844–1851, 2014.

LIU, S. et al. Correlation of high power laser welding parameters with real weld geometry and microstructure. **Optics & Laser Technology**, v. 94, p. 59–67, 2017.

LOGANI, R.; SMELTZER, W. W. Kinetics of wustite-fayalite scale formation on iron-silicon alloys. **Oxidation of Metals**, v. 1, p. 3–21, 1969.

LY, A. L.; FINDLEY, K. O. The effects of pre-straining conditions on fatigue behavior of a multiphase TRIP steel. **International Journal of Fatigue**, v. 87, p. 225–234, 2016.

MACKWOOD, A. P.; CRAFER, R. C. Thermal modelling of laser welding and related processes: a literature review. **Optics and Laser Technology**, v. 37, p. 99–115, 2005.

MAIMAN, T. H. Stimulated optical radiation in ruby. **Nature**, v. 187, p. 493–494, 1960.

MAJUMDAR, J. D.; MANNA, I. Laser processing of materials. **Sadhana**, v. 28, p. 495–562, 2003.

MAJUMDAR, J. D.; MANNA, I. Laser material processing. **International Materials Reviews**, v. 56, p. 341–388, 2011.

MAJUMDAR, J. D.; MANNA, I. **Laser-Assisted Fabrication of Materials**. Berlin: Springer, 2013. v. 161

MANSOUR, H. et al. Accurate electron channeling contrast analysis of dislocations in fine grained bulk materials. **Scripta Materialia**, v. 84–85, p. 11–14, 2014.

MASIMOV, M. et al. EBSD study of substructure and texture formation in dual-phase steel sheets for semi-finished products. **Solid State Phenomena**, v. 160, p. 251–256, 2010.

MATLOCK, D. K.; SPEER, J. G. Processing opportunities for new advanced high-strength sheet steels. **Materials and Manufacturing Processes**, v. 25, p. 7–13, 2010.

MCCUSKER, L. B. et al. Rietveld refinement guidelines. **Journal of Applied Crystallography**, v. 32, p. 36–50, 1999.

MENG, W. et al. Porosity formation mechanism and its prevention in laser lap welding for T-joints. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 214, p. 1658–1664, 2014.

MESSLER JR, R. W. **Principles of welding: processes, physics, chemistry, and metallurgy**. Weinheim: WILEY-VCH, 2004a.

MESSLER JR, R. W. The basic metallurgy of welding, brazing, and soldering. In: _____. **Joining of materials and structures**. Oxford: Elsevier Butterworth-Heinemann, 2004b. p. 447–500.

NANDA, T. et al. Third generation of advanced high-strength steels: processing routes and properties. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L. Journal of Materials: Design and Applications**, v. 0, p. 1–30, 2016.

NORRISH, J. **Advanced welding processes: Technologies and process control**. Cambridge: Woodhead, 2006.

NOURI, A.; SAGHAFIAN, H.; KHEIRANDISH, S. Effects of silicon content and intercritical annealing on manganese partitioning in dual phase steels. **Journal of Iron and Steel Research, International**, v. 17, p. 44–50, 2010.

NOWELL, M. M.; WRIGHT, S. I.; CARPENTER, J. O. Differentiating ferrite and martensite in steel microstructures using electron backscatter diffraction. **Materials Science and Technology Conference**, p. 933–943, 2009.

NUNES JR, A. C. An extended Rosenthal weld model. **Welding Journal**, v. 62, p. 165–170, 1983.

OLIVEIRA, R. C. **A expansão de furos de aços dual phase da classe 1000 MPa processados em diferentes condições**. 2015. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica), Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte.

OLIVEIRA, R. C.; PEREIRA, J. F. B.; CETLIN, P. R. Avaliação do desenvolvimento do aço dual phase da classe 1000 MPa com requisito de expansão de furo e processamento em diferentes condições. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM - INTERNACIONAL, 70., 2015, Rio de Janeiro. **Anais...** Rio de Janeiro: ABM, 2015

OLIVER, S.; JONES, T. B.; FOURLARIS, G. Dual phase versus TRIP strip steels: microstructural changes as a consequence of quasi-static and dynamic tensile testing. **Materials Characterization**, v. 58, p. 390–400, 2007.

PARKES, D. et al. Microstructure and fatigue properties of fiber laser welded dissimilar joints between high strength low alloy and dual-phase steels. **Materials and Design**, v. 51, p. 665–675, 2013.

PARKES, D. et al. Tensile properties of fiber laser welded joints of high strength low alloy and dual-phase steels at warm and low temperatures. **Materials & Design**, v. 56, p. 193–199, 2014.

PARUZ, H.; EDMONDS, D. V. The strain hardening behaviour of dual-phase steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 117, p. 67–74, 1989.

PORTER, D. A.; EASTERLING, K. E. **Phase transformations in metals and alloys**. 2. ed. London: Chapman & Hall, 1992.

RADWAŃSKI, K.; WROŻYNA, A.; KUZIĄK, R. Role of the advanced microstructures characterization in modeling of mechanical properties of AHSS steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 639, p. 567–574, 2015.

RAMOS, L. F.; MATLOCK, D. K.; KRAUSS, G. On the deformation behavior of dual-phase steels. **Metallurgical Transactions A**, v. 10A, p. 259–261, 1979.

RASHID, M. S. GM 980X-A unique high strength sheet steel with superior formability. **SAE Technical Paper 760206**, 1976.

RASHID, M. S. High-strength, low-alloy steels. **Science**, v. 208, p. 862–869, 1980.

RASHID, M. S. Dual phase steels. **Annual Review of Materials Science**, v. 11, p. 245–266, 1981.

RIBIC, B.; RAI, R.; DEBROY, T. Numerical simulation of heat transfer and fluid flow in GTA/laser hybrid welding. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 13, p. 683–693, 2008.

ROSENTHAL, D. The theory of moving sources of heat and its application to metal treatments. **Transactions of the American Society of Mechanical Engineers**, v. 43, p. 849–866, 1946.

RUDNIZKI, J. et al. Phase-field modeling of austenite formation from a ferrite plus pearlite microstructure during annealing of cold-rolled dual-phase steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 42A, p. 2516–2525, 2011.

SAEIDI, N.; ASHRAFIZADEH, F.; NIROUMAND, B. Development of a new ultrafine grained dual phase steel and examination of the effect of grain size on tensile deformation behavior. **Materials Science and Engineering A**, v. 599, p. 145–149, 2014.

SAHA, D. C. et al. Microstructure-properties correlation in fiber laser welding of dual-phase and HSLA steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 607, p. 445–453, 2014.

SÁNCHEZ-CABALLERO, R. P.-F. S.; SELLES, M. A.; MARTÍNEZ-SANZ, A. V. TWIP/TRIP steels. Future trends in automotive industries. **Annals of the Oradea University. Fascicle of Management and Technological Engineering**, v. X, p. 23–26, 2011.

SCHEMMANN, L. et al. Alloying effects on microstructure formation of dual phase steels. **Acta Materialia**, v. 95, p. 386–398, 2015.

SENUMA, T. Physical metallurgy of modern high strength steel sheets. **ISIJ International**, v. 41, p. 520–532, 2001.

SHARMA, R. S.; MOLIAN, P. Yb:YAG laser welding of TRIP780 steel with dual phase and mild steels for use in tailor welded blanks. **Materials and Design**, v. 30, p. 4146–4155, 2009.

SHARMA, R. S.; MOLIAN, P. Weldability of advanced high strength steels using an Yb:YAG disk laser. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 211, p. 1888–1897, 2011.

SHEN, H. P.; LEI, T. C.; LIU, J. Z. Microscopic deformation behaviour of martensitic-ferritic dual-phase steels. **Materials Science and Technology**, v. 2, p. 28–33, 1986.

SHIMODA, K.; WANG, T. C.; TOWNES, C. H. Further aspects of the theory of the maser. **Physical Review**, v. 102, p. 1308–1321, 1956.

SHOME, M.; TUMULURU, M. **Welding and Joining of Advanced High Strength Steels (AHSS)**. [s.l.] Woodhead Publishing, 2015.

SILVA, A. L. V. DA C. E; MEI, P. R. O sistema ferro-carbono. In: _____. **Aços e Ligas Especiais**. 2. ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2006. p. 1–23.

SILVA, V. F. DA. **Influência da austenita retida no crescimento de trincas curtas superficiais por fadiga em camada cementada de aço SAE 8620**. 1997. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais), Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos.

SOKOLOV, M. et al. Laser welding of structural steels: influence of the edge roughness level. **Optics & Laser Technology**, v. 44, p. 2064–2071, 2012.

SOKOLOV, M.; SALMINEN, A. Improving laser beam welding efficiency. **Engineering**, v. 6, p. 559–571, 2014.

SOUZA, S. A. DE. **Ensaaios Mecânicos de Materiais Metálicos: Fundamentos Teóricos e Práticos**. 5. ed. São Paulo: Edgard Blücher, 1982.

SWEDISH STEEL AB. **Docol 1000 DP**: catálogo: Suécia, 2013, 2 p. Disponível em: <<http://www.ssab.com/Products/Brands/Docol/Products/Docol-1000-DP>>. Acesso em: 08 nov. 2015.

STEEN, W. M.; MAZUMDER, J. **Laser Material Processing**. 4. ed. London: Springer-Verlag, 2010.

SUDERSANAN, P. D. et al. The effect of carbon content in martensite on the strength of dual phase steel. **International Journal of Industrial Engineering and Management Science**, v. 2, p. 1–4, 2012.

SVENUNGSSON, J.; CHOQUET, I.; KAPLAN, A. F. H. Laser welding Process - a review of keyhole welding modelling. **Physics Procedia**, v. 78, p. 182–191, 2015.

TALAŞ, Ş. The assessment of carbon equivalent formulas in predicting the properties of steel weld metals. **Materials and Design**, v. 31, p. 2649–2653, 2010.

TAMARELLI, C. M. **AHSS 101**: The evolving use of advanced high-strength steels for automotive applications. Michigan: Steel Market Development Institute, 2011.

TASAN, C. C. et al. Integrated experimental–simulation analysis of stress and strain partitioning in multiphase alloys. **Acta Materialia**, v. 81, p. 386–400, 2014a.

TASAN, C. C. et al. Strain localization and damage in dual phase steels investigated by coupled in-situ deformation experiments and crystal plasticity simulations. **International Journal of Plasticity**, v. 63, p. 198–210, 2014b.

TASAN, C. C. et al. An overview of dual-phase steels: advances in Microstructure-oriented processing and micromechanically guided design. **Annual Review of Materials Research**, v. 45, p. 391–431, 2015.

TASAN, C. C.; HOEFNAGELS, J. P. M.; GEERS, M. G. D. Microstructural banding effects clarified through micrographic digital image correlation. **Scripta Materialia**, v. 62, p. 835–838, 2010.

TOMITA, Y.; OKABAYASHI, K. Tensile stress-strain analysis of cold worked metals and steels and dual-phase steels. **Metallurgical Transactions A**, v. 16, p. 865–872, 1985.

TSUKAMOTO, S. Developments in CO2 laser welding. In: _____. **Handbook of Laser Welding Technologies**. Cambridge: Woodhead Publishing, 2013. p. 17–46.

UTHAISANGSUK, V.; PRAHL, U.; BLECK, W. Stretch-flangeability characterisation of multiphase steel using a microstructure based failure modelling. **Computational Materials Science**, v. 45, p. 617–623, 2009.

VAN SCHAIK, M.; MARTIN, D. ULSAB advanced vehicle concepts - the latest steel demonstration for automotive. **SAE Technical Paper 2000-01-1545**, 2000.

WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. **Soldagem: Processos e metalurgia**. São Paulo: Editora Edgard Blücher, 1992.

WANDERA, C. Fiber Lasers in Material Processing. In: PAUL, M. C. (Ed.). . **Fiber Laser**. [s.l.] InTech, 2016. p. 401–426.

WANG, J. et al. Effect of energy input on the microstructure and properties of butt joints in DP1000 steel laser welding. **Materials and Design**, v. 90, p. 642–649, 2016.

WANG, W. et al. Experimental study on high strain rate behavior of high strength 600-1000 MPa dual phase steels and 1200 MPa fully martensitic steels. **Materials and Design**, v. 47, p. 510–521, 2013.

WORLDAUTOSTEEL. **High-strength steels improve 2015 Ford Edge stiffness**. Disponível em: <<http://www.worldautosteel.org/why-steel/steel-muscle-in-new-vehicles/high-strength-steels-improve-2015-ford-edge-stiffness/#sthash.NkTsXbiA.dpuf>>. Acesso em: 08 out. 2015.

XIA, M. et al. Effects of heat input and martensite on HAZ softening in laser welding of dual phase steels. **ISI International**, v. 48, p. 809–814, 2008.

XIE, H. et al. Microstructure and mechanical properties of a novel 1000MPa grade TMCP low carbon microalloyed steel with combination of high strength and excellent toughness. **Materials Science and Engineering A**, v. 612, p. 123–130, 2014a.

XIE, Z. J. et al. Stabilization of retained austenite by the two-step intercritical heat treatment and its effect on the toughness of a low alloyed steel. **Materials and Design**, v. 59, p. 193–198, 2014b.

XU, W. et al. Microstructure and fatigue performance of single and multiple linear fiber laser welded DP980 dual-phase steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 553, p. 51–58, 2012.

YURIOKA, N. et al. Determination of necessary preheating temperature in steel welding. **Welding Journal**, v. 62, p. 147–153, 1983.

YURIOKA, N. Physical metallurgy of steel weldability. **ISI International**, v. 41, p. 566–570, 2001.

ZAEFFERER, S.; ELHAMI, N. N. Theory and application of electron channelling contrast imaging under controlled diffraction conditions. **Acta Materialia**, v. 75, p. 20–50, 2014.

ZHANG, F. et al. Morphology and distribution of martensite in dual phase (DP980) steel and its relation to the multiscale mechanical behavior. **Materials Science and Engineering A**, v. 659, p. 93–103, 2016.

ZHANG, L.; LIU, X. H.; SHU, K. Y. Microstructure and mechanical properties of hot-rolled Fe-Mn-C-Si TWIP steel. **Journal of Iron and Steel Research International**, v. 18, p. 45–48, 2011.

ZHOU, J.; TSAI, H.-L. Porosity formation and prevention in pulsed laser welding. **Journal of Heat Transfer**, v. 129, p. 1014–1024, 2007.

ANEXO A - PUBLICAÇÃO

Journal of Materials Processing Tech. 252 (2018) 498–510

Contents lists available at ScienceDirect

Journal of Materials Processing Tech.

journal homepage: www.elsevier.com/locate/jmatprotec

Research Paper

Laser beam welding of dual-phase DP1000 steel

P.H.O.M. Alves^a, M.S.F. Lima^b, D. Raabe^c, H.R.Z. Sandim^{a,*}^a Lorena School of Engineering, University of Sao Paulo, Lorena, SP, 12602-810, Brazil^b Institute of Advanced Studies, IEAv, Sao Jose dos Campos, SP, 12227-000, Brazil^c Max Planck Institut für Eisenforschung, D 40237, Düsseldorf, Germany

ARTICLE INFO

Keywords:

Laser beam welding
Dual-phase steel
DP1000 steel
Phase transformation
Microstructural characterization
EBSD

ABSTRACT

Autogeneous laser beam welding is an efficient process to join ferritic-martensitic dual-phase steels without large dimensional distortions. Localized softening may occur in the heat affected zone, particularly in DP1000 steel with a high martensite volume fraction. DP1000 steel was welded in bead-on-plate configuration varying the welding power between 0.4 and 2.0 kW and the welding speed between 20 and 150 mm/s. Light optical microscopy, scanning electron microscopy, and X-ray diffraction were used to perform the microstructural characterization of the welded joints. High-quality laser beam welds of thin sheets of DP1000 steel can be produced using appropriate welding parameters. The optimal welding condition was a nominal laser power of 2.0 kW and a welding speed of 150 mm/s. This condition minimizes the amount of softening of prior martensite and yields a narrow heat affected zone and a small volume fraction of retained austenite in the weld.

1. Introduction

The literature on laser beam welding (LBW) of DP steels focuses mostly on mechanical behavior and microstructural changes caused for this process. Parkes et al. (2014) reported the mechanical properties of the fiber-laser welded joints of DP980 steel (similar to DP1000) at cryogenic, room, and elevated temperatures. They observed lower strain values to failure caused by the presence of the so-called soft zone (SZ) localized at the heat affected zone (HAZ). Similar findings have been previously reported by Xu et al. (2012) in their study on microstructure, mechanical properties, and fatigue behavior of DP980 steel. In these works, softening is explained by either tempering of prior martensite or its decomposition at the subcritical HAZ. Bandyopadhyay et al. (2015) investigated the limiting drawing ratio (LDR) and deep drawing behavior of dissimilar tailor welded blanks (TWBs) in DP steels using finite element method (FEM). The simulation was performed using the parent metal anisotropy and weld zone properties to predict premature failure. The results showed a non-uniform deformation behavior with localized necking/failure initiation in the softer material (DP600). The optimization of the welding parameters to minimize localized softening in the HAZ of DP980 steel was also investigated by Bandyopadhyay et al. (2016a,b). They applied the response surface methodology (RSM) to define optimized laser welding parameters (power, speed, focal position and roughness) to manufacture DP980 TWBs. The work reported a reduction of 67% in the SZ width and 55% of softening for a full penetration weld. However, strain localization

and subsequent failure still occurred in the SZ. Xia et al. (2008) used the normalized Rosenthal's equation and Vickers hardness testing to investigate the effect of heat input and martensite volume fraction on the HAZ softening of DP steels. The study shows a proportional relationship between the extent of HAZ softening and martensite volume fraction caused by tempering of martensite. Biro et al. (2010) examined how chemistry and microstructure of DP600 and DP780 steel grades affect martensite tempering kinetics during laser welding. They observed that the product of martensite decomposition at the HAZ, for all investigated welds, was cementite, and the softening kinetics fitted to the Avrami equation. Baltazar-Hernandez et al. (2011) reported the same cementite effect on softening phenomenon. Other common observation was the increase of the resistance to softening provided by carbide-forming alloying elements such as chromium and molybdenum. The precipitation of carbides during tempering of martensite was also reported by Wang et al. (2016) using a Gleeble thermomechanical simulator to reproduce weld thermal cycles in all subzones of the HAZ of laser-welded DP1000 steel. They also reported a decrease of the dislocation density in prior ferrite and a second softening stage at the intercritical HAZ. This secondary softening can be attributed to the decrease of martensite fraction and the appearance of bainite and martensite-austenite (M-A) constituents. Some residual austenite also remains in the microstructure.

Therefore, there is still need for a more detailed investigation of the effects of the main welding parameters (welding power and speed) on the microstructural changes that directly affect the mechanical

* Corresponding author.

E-mail address: hsandim@demar.eel.usp.br (H.R.Z. Sandim).<http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.10.008>

Received 27 April 2017; Received in revised form 30 August 2017; Accepted 1 October 2017

Available online 07 October 2017

0924-0136/© 2017 Elsevier B.V. All rights reserved.

Table 1

Chemical composition (wt%) and mechanical properties of DP1000 steel where YS is the yield strength, TS is the tensile strength, E is the elongation, $\bar{R}$ is the normal anisotropy, and ΔR the planar anisotropy.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	Cu	Co
0.151	0.534	1.507	0.0112	0.0030	0.062	0.066	0.031	0.038	0.0046	0.0172
Ti	Nb	V	B	YS (MPa)	TS (MPa)	YS/TS	E (%)	$\bar{R}$	ΔR	
0.0019	0.0113	0.0049	0.00065	711	1018	0.70	12	0.68	0.08

Fig. 1. Schematic diagram of the fiber laser beam welding station used in the present investigation.

behavior of ultra-high-strength dual-phase steels, such as DP1000.

A detailed characterization was performed to follow the microstructural changes with aid of light optical microscopy (LOM) and scanning electron microscopy (SEM). High-resolution electron backscatter diffraction (EBSD) was used for the quantification of retained austenite and its distribution in the weld. Representative specimens were also subjected to conventional tensile testing to evaluate the mechanical behavior of the welds.

2. Experimental

2.1. Material

The material investigated was a commercial uncoated cold-rolled DP1000 steel supplied by Swedish Steel AB (SSAB) with a thickness of 1.8 mm. The full chemical composition determined by optical emission spectroscopy (OES) and the mechanical properties of this steel are shown in Table 1. Thermodynamic calculations were performed with the Thermo-Calc[®] software using the TCFE-7 database for prediction and quantification of the phases and their corresponding transformation temperatures. The carbon equivalent content (in wt%), CE, was determined using the equation proposal by Yurioka et al. (1983) that predicts the weldability of steels. This versatile expression has an accommodation factor, $A(C)$, which is a function of the carbon content of the steel.

$$CE = C + A(C) \cdot \left\{ \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cr + Mo + Nb + V}{5} + 5B \right\} \quad (1)$$

where:

$$A(C) = 0.75 + 0.25 \cdot \tanh\{20(C - 0.12)\} \quad (2)$$

2.2. Laser beam welding

Autogenous bead-on-plate welding was performed on DP1000 steel sheets in the keyhole mode simulating a butt joint without a gap. Welds were made using an IPG Photonics Yb-fiber laser system model YLR-2000 with a wavelength of 1080 nm. The plate was placed on a CNC-driven table with servomotors controlled by a computer allowing for a maximum resolution of 5 μm in the x-y axis and 1 μm in the z-axis (vertical) that controls the focal length. Nitrogen and argon gases were used for optical and weld pool protection, respectively. Argon gas flow rate was 6.6 L/min. Fig. 1 shows a schematic drawing of the laser beam welding station used in the present investigation.

2.3. Microstructural and mechanical characterization

Quantitative metallography based on image analysis was used to determine the volume fractions of ferrite and martensite as well as

Fig. 2. Thermodynamic equilibrium of the DP1000 steel: a) Volume fraction of the phases from 400 °C up to the liquidus temperature; and b) Detailed view of the expected phases in the temperature range 400–600 °C.

ferrite mean grain size in the base metal (BM). Similar strategy was also adopted by Saeidi et al. (2014) to evaluate the volume fraction of microconstituents in DP steels. Zhang et al. (2016) used a similar approach

to determine the distribution of martensite in DP980 steel. Vickers hardness profiles were obtained from base metal toward the fusion zone (FZ) with a load of 100 gf for 10 s.

Phase identification and microtexture analysis were performed in a high-resolution EBSD system coupled to a field emission gun scanning electron microscope (FEG-SEM) JEOL model JSM-6500 operating at 25–30 kV and using a step size of 50 nm. The amounts of retained austenite in the base metal and in representative welds were determined by X-ray diffraction (XRD) in a Seifert-type ID3003 diffractometer with $\text{Co-K}\alpha_1$ radiation ($\lambda = 0.178897$ nm) using a capillary with a beam diameter of 0.70 mm. The acquisitions were made every $\Delta 2\theta = 0.05^\circ$ with a time of 60 s (40 kV, 30 mA). Quantification of retained austenite was made by Rietveld refinement using MAUD software version 2.33.

Tensile tests were conducted on polished specimens in an EMIC[®] model DL10000 electromechanical testing machine with an EMIC[®] Trd 2 model 50-mm extensometer. Five individual tests were conducted for each weld condition to enhance statistics. All tensile tests were performed according to ASTM E8/E8M-11 with a speed of 1 mm/min for 50 mm gage length in the transverse direction (TD).

3. Results and discussion

3.1. Thermodynamic calculations

Fig. 2a shows the expected volume fraction of the phases provided by thermodynamic calculation of DP1000 steel. The simulation shows the onset of solidification at 1510 °C (liquidus temperature) with the appearance of δ -ferrite phase. The steel solidifies completely at 1460 °C (solidus temperature) as austenite. Between 1460 °C and 832 °C (A_3 temperature) the appearance of a MnS compound is noticed. From 832 °C to 685 °C (A_1 temperature) the ferrite and austenite phases coexist with cementite (Fe_3C). Below 685 °C the material consists of α -ferrite and several compounds dispersed in the matrix ($\text{Mn, Fe})_7\text{C}_3$, NbC , $(\text{Mo, V})\text{C}$, $(\text{W, Mo})\text{C}$ and WC (Fig. 2b). Depending on their kinetics of phase formation, these minor compounds appear in the microstructure as fine particles leading to grain refinement and ferrite hardening. The calculated equivalent carbon content for the studied material is 0.42%, slightly above the limit of 0.40% cited in the literature (Easterling, 1992), but high enough to display a slight tendency to form martensite upon cooling in welds without preheating.

Fig. 3. Micrographs of the cross-section (TD-ND plane) of the DP1000 steel showing the microconstituents ferrite and martensite: a) Light optical microscopy image after modified LePera etching; and b) Scanning electron microscopy with backscattered electrons image. TD e ND refer to the transverse and to the normal directions, respectively.

Fig. 4. Weld profiles as a function of welding power for a constant travel speed of 50 mm/s. TD and ND refer to the transverse and to the normal directions, respectively.

3.2. Microstructure of base metal

DP1000 steel has a volume fraction of $43 \pm 4\%$ of martensite and ferrite mean grain size of $3.0 \pm 0.4 \mu\text{m}$. Vickers hardness varied from $330 \pm 17 \text{ HV}$ when probed in the cross-section to $355 \pm 17 \text{ HV}$ in the longitudinal section. Fig. 3a shows the morphology and distribution of ferrite grains in the cross-section of the welds (TD-ND plane). Ferrite grains have a degenerate morphology caused by nucleation and growth of austenite and further martensite formation at grain boundaries upon cooling. Other nucleation sites besides grain boundaries are noticeable in Fig. 3b. The particle-matrix interfaces act as preferential nucleation

sites as noticed in the martensite islands formed around coarse inclusions indicated by yellow arrows in the SEM micrograph. Bleck and Phiu-On (2005) defines as “dual-phase” the family of steels composed of a ferritic matrix with the presence of dispersed martensite islands. However, in DP1000 steel, the high volume fraction of martensite makes this definition a bit controversial because almost all ferrite is encompassed by martensite forming a contiguous microstructure, which is better described as a network-like microstructure.

3.3. Bead-on-plate welding

In the first batch of tests, the steel sheet was welded with a constant travel speed of 50 mm/s varying the laser power between 0.4 and 1.2 kW, as shown in Fig. 4. For powers of 1.0 kW and 1.2 kW full penetration was observed, but the weld produced with 1.0 kW was narrower than the one with 1.2 kW. When welding is performed with powers of 0.4, 0.6 and 0.8 kW only partial penetration is noticed. Besides partial penetration, internal porosity was also noticed in their corresponding weld roots. According to Zhou and Tsai (2007), the presence of pores in the FZ is associated with the weld pool dynamics, keyhole collapse, and solidification processes in LBW, which restricts the flow of molten metal towards the center of the keyhole before solidification. Meng et al. (2014) also confirm the effect of the keyhole collapse process on the formation of porosity in lap joints of laser welded high-strength low-alloy (HSLA) steels. The authors also suggest that gas bubbles are generated during welding at the tip of the keyhole. These bubbles are entrained by the strong liquid metal flow being trapped by the rapidly progressing solidification front resulting in closed porosity, as observed in the current study.

A second batch of tests was carried out by varying the welding speed between 20 and 150 mm/s for constant laser power values of 0.8 and 1.0 kW; i.e., within a range where welds have either partial or full penetration (Fig. 5). For 0.8 kW only the speed of 20 mm/s leads to full penetration. The welds produced with a laser power of 1.0 kW showed full penetration for speeds between 20 and 70 mm/s. However, significant differences in the width of the HAZs can be noticed; i.e., the higher the travel speed, the narrower is the HAZ. This inverse relationship between welding speed and width of the HAZ was also observed by Benyounis et al. (2005) in their study on heat input effects in the weld profile. In the third batch of tests, LBW was carried out with 2.0 kW and 150 mm/s producing the narrowest weld bead. For sake of identification and traceability, welds were named according to their nominal values of power and speed, as follows: PXX/SYYY, where P indicates the power XX (kW), and S refers to the welding speed YYY (mm/s).

Fig. 6 shows the variation of thickness-normalized heat input proposed by Xia et al. (2008) for LBW using the analytical Rosenthal's solution. The values were obtained using the experimental width of the welds with full penetration. P2.0/S150 weld presented the lowest heat input and the lowest variation of width across the thickness with a ratio width/thickness of 0.30. The calculated values of heat input increase monotonically from P2.0/S150 to P1.0/S20 weld as well as the variation in weld bead width.

3.4. Hardness profiles

Following macrographic examination, Vickers microhardness measurements were performed in the cross-section of P1.0/S20 (broadest HAZ), P1.2/S50 (intermediary HAZ) and P2.0/S150 (narrowest HAZ) welds aiming at evaluating the presence of soft zones. The blue line indicates the mean hardness taken at the cross-section of the BM. The dashed red line marks the lowest hardness values found in BM taking

Fig. 5. Changes in the weld profiles as a function of welding power and speed. TD and ND refer to the transverse and to the normal directions, respectively.

Fig. 6. Calculated heat input as a function of the weld bead width.

into account their standard deviation. P1.0/S20 weld (Fig. 6a) displayed a maximum value of 486 HV in the FZ and a minimum of 270 HV in the HAZ, precisely between the intercritical and subcritical HAZs. These values represent amounts of hardening and softening of about 47% and 18%, respectively, compared to the BM.

P1.2/S50 weld (Fig. 7b) showed maximum and minimum hardness values of 267 HV and 476 HV, respectively. These values indicate 44% of hardening and 19% of softening, similar to those observed in P1.0/S20 weld. On the other hand, P2.0/S150 weld (Fig. 7c) has a maximum hardness of 500 HV in the FZ and 320 HV in the HAZ, corresponding to amounts of hardening and softening of about 52% and 3%, respectively, compared to the BM. Therefore, P2.0/S150 weld is the most resistant joint and displays the lower amount of softening in the HAZ. Based on these results, it was also possible to estimate the length of the regions that underwent more softening. While P2.0/S150 weld displays the lowest amount of softening in the HAZ, P1.0/S20 and P1.2/S50 welds showed softened regions in the vicinity of the welds of about 1.50 and 0.75 mm wide, respectively. Bandyopadhyay et al. (2016a,b) reported that DP980 steel also exhibits a marked softening in the HAZ due to tempering of prior martensite. Zhao et al. (2013) also have reported that the extent of softening depends on the volume fraction of martensite in the BM. In case of DP steels the extent of HAZ softening increases with steel grade because of the larger higher martensite volume fraction. Their work also showed that tempering duration time was proportional to the inverse square of the welding speed. Thus, the decrease of welding speed causes longer tempering times and higher degrees of HAZ softening.

3.5. Tensile tests

Fig. 8 shows the engineering stress-strain curves of P1.0/S20 and P2.0/S150 welds and BM and their respective failure localization. These two welds were chosen because they had the largest and smallest bead width values. Compared to the BM, these welds showed a remarkable reduction in elongation. BM and P2.0/S150 weld showed values of tensile strength of 1017 ± 6 MPa and 1033 ± 6 MPa, respectively,

corresponding to a joint efficiency of 102%. Fracture of P2.0/S150 weld occurred in the BM, not in the HAZ. The joint efficiency is a parameter defined as the ratio of the tensile strength of the weld to the tensile strength of the corresponding BM (ASM Committee, 1993). P1.0/S20 weld had a tensile strength of 991 ± 7 MPa, slightly lower than the minimum admissible value specified for DP1000 steel (1000 MPa), giving a joint efficiency of 97%, as similarly reported in the literature by Parkes et al. (2013) in DP980 steel. P1.0/S20 weld fractured at the HAZ confirming a localized embrittlement (Fig. 7a). If the acceptance criterion established in AWS D1.1 standard (AWS Committee, 2015) is adopted, the fracture in the HAZ can be accepted as long as the tensile strength value is equal or above the minimum admissible value specified for the BM. Since this condition is not met, the welding parameters used in P1.0/S20 weld are not suitable to yield welds for structural applications.

Results of the tensile tests also allowed the calculation of the energy at break. Values of 112.8 J and 40.1 J for P2.0/S150 and P1.0/S20 welds were determined, corresponding to reductions of 26% and 74%, respectively, compared to 152.7 J for the BM. This rather small decrease in toughness in P2.0/S150 weld indicates that the chosen welding parameters (nominal power and travel speed) are suitable to produce welds for structural joint applications.

The strain hardening models summarized by Paruz and Edmonds (1989) were used to describe the uniform plastic behavior of P2.0/S150 and P1.0/S20 welds (Table 2). K , n , σ_0 , ϵ_0 , A and B are material constants, while R^2 is the adjusted R-squared curve fitting coefficient of determination. The highest values of R^2 were those calculated by using the Voce model indicating a good description of the plastic behavior. The complex combination of dual-phase and weld microstructures makes difficult to model their plastic behavior by using Hollomon's model. Ludwik and Swift models displayed the lowest values of R^2 . The mechanical behavior of P2.0/S150 weld was very similar to the one exhibited by the BM. It is worth mentioning that the strain-hardening parameters given by these models are larger in the welds than in the BM, in particular n . Nevertheless, these models can be useful to simulate TWB stamping using this steel.

Fig. 7. Vickers hardness profile of the cross-section (TD-ND plane) of welds: a) P1.0/S20; b) P1.2/S50; and c) P2.0/S150. Light optical stereoscope image after etching with Nital 3%. TD e ND refer to the transverse and to the normal directions, respectively.

3.6. X-ray diffraction

P1.0/S20 and P2.0/S150 welds were examined by X-ray diffraction to quantify retained austenite (Table 3). Base metal does not contain retained austenite in the microstructure, while P1.0/S20 weld shows a volume fraction of retained austenite twice as high compared to sample P2.0/S150, showing that the broader the weld, the larger is the amount of retained

austenite. It is worth mentioning that these amounts of austenite are very close to the detection limit in XRD (about 3%). The presence of retained austenite was also confirmed by both LOM and EBSD.

3.7. Microstructural characterization

The microstructural characterization of P2.0/S150 weld was

Fig. 8. Engineering stress-strain curves for the BM, P1.0/S20 and P2.0/S150 welds. The enlarged view of the necking regions is also depicted.

Table 2
Fitting of experimental stress-strain data using different strain hardening models within the plastic regime from yield stress to tensile stress in BM and P2.0/S150 P1.0/S20 welds.

Model	Parameter	Result		
		BM	P2.0/S150	P1.0/S20
Hollomon $\sigma = K_H \varepsilon^{n_H}$	K_H	1624	1681	1888
	n_H	0.15	0.15	0.18
	R_H^2	0.971	0.967	0.981
Ludwik $\sigma = \sigma_0 + K_L \varepsilon^{n_L}$	σ_0	715	705	721
	K_L	1612	1687	4792
	n_L	0.54	0.52	0.81
	R_L^2	0.908	0.905	0.913
Swift $\sigma = K_S(\varepsilon + \varepsilon_0)^{n_S}$	K_S	1672	1733	2018
	ε_0	0.002	0.002	0.002
	n_S	0.15	0.16	0.20
	R_S^2	0.961	0.956	0.973
Voce $\sigma = B - (B - A) \cdot \exp(-n_V \varepsilon)$	A	1584	1629	1568
	B	1095	1109	1051
	n_V	53.8	56.7	83.8
	R_V^2	0.992	0.992	0.999

performed with different techniques and etchants. Fig. 9a shows the micrograph of the cross-section of the weld depicting the FZ after etching with modified LePera reactant. The clearest microconstituent is martensite whereas the brown microconstituent is probably bainite, taking into account the morphology and the likely high cooling rates experienced in this region. Fig. 9b, c shows the central region of the FZ after using different etchants, enabling to distinguish its microconstituents. The color contrast displayed in Fig. 9b reveals the presence of martensite and a second minor constituent. Contrary to the results reported by Saha et al. (2014) in DP980 welds, the microstructure of the FZ is not fully martensitic. Some martensite laths (dark brown) are lined up in the growth direction of columnar grains formed

Table 3
XRD quantitative results of the volume fraction and lattice parameters of austenite and ferrite.

Sample	α -Fe		γ -Fe	
	Volume fraction (%)	Cell parameter (nm)	Volume fraction (%)	Cell parameter (nm)
BM	100.0	0.2868	0.0	–
P1.0/S20	96.6	0.2866	3.4	0.3601
P2.0/S150	98.3	0.2866	1.7	0.3606

during solidification. The presence of an array of acicular structures which refers to either ferrite or bainite (light brown) is also noticed. Fig. 9c shows the presence of retained austenite (white phase) combined with martensite (blue) and either ferrite or bainite (brown). This microstructural arrangement is the so-called M-A constituent found in welded joints of several types of steels. Selective etching was also proposed by Alé et al. (1996) to identify M-A constituent in the HAZ of HSLA steels. A similar microstructural arrangement (M-A and bainite) was observed by Chen et al. (1984) using electrolytic etching to analyze the HAZ of a HSLA steel. Lambert et al. (2000) used mechanical polishing and chemical etching to image the microstructure of the HAZ in steel welds. Koyama et al. (2014) showed that the susceptibility to hydrogen embrittlement of DP steels can be attributed to ferrite and martensite microconstituents. Kasuya et al. (2013) highlighted that cold cracking occurs in martensite. They also pointed out that retained austenite acts as an important trapping site for hydrogen in welds. Fig. 9d shows details of the grain refinement level promoted by martensitic transformation in the FZ. Despite the coarseness of the columnar grain structure formed upon solidification, the martensite laths found within grains are very thin, which explains the higher hardness of this constituent.

The transition region between intercritical and subcritical HAZs

Fig. 9. Micrographs of the cross-section (TD-ND plane) of the P2.0/S150 weld in the FZ using different microscopy techniques and etchants: a) Light optical microscopy image after modified LePera etching; b) Light optical microscopy image after Nital 3% etching; c) Light optical microscopy image after etching with Klemm I reagent; and d) Scanning electron microscopy in the backscattered electrons image mode. TD e ND refer to the transverse and to the normal directions, respectively. (For interpretation of the references to color in the text, the reader is referred to the web version of this article.)

presented the so-called tempered martensite (TM) constituent, as shown in Fig. 10. The gradual variation in sharpness of color and contrast from the FZ towards the subcritical HAZ (SCHAZ) revealed the distinct response of ferrite and martensite to modified LePera etchant (Fig. 10a). Fig. 10b shows SEM micrograph of tempered martensite in the SCHAZ. It consists of partially-transformed martensite colonies displaying coarse carbides dispersed within the ferrite matrix.

3.8. Electron backscatter diffraction

EBSB mapping was conducted in P2.0/S150 weld. The analyzed area was $160 \times 100 \mu\text{m}^2$ and comprises both the FZ and the HAZ. Fig. 11a shows the orientation imaging map highlighting the orientations of individual grains. The phase map presented in Fig. 11b shows how retained austenite is dispersed in the weld. Volume fraction and size of retained austenite increases from the FZ towards the HAZ. For quantitative analysis, four areas (A1, A2, A3 and A4) were selected along the welded joint, as shown in Fig. 11c. The image quality (IQ) map in Fig. 11c helps distinguishing each grain and the differences with regard to the microstructural refinement in the welded joint.

Fig. 12 shows an enlarged view of these four areas and their corresponding phase maps with regard to retained austenite. Areas A1, A2, A3 and A4 correspond to the FZ, fine-grained HAZ, intercritical HAZ and to the very end of the intercritical HAZ, respectively. Area A1 shows martensite and retained austenite with a volume fraction of 0.7%. This value must be considered in qualitative terms because some retained austenite at grain boundaries can be misindexed due to the overlap effects of Kikuchi patterns. Area A2 depicts the coexistence of fine and larger ferritic grains not fully transformed during welding because of the high welding speed and corresponding kinetic effects. The volume fraction of retained austenite is larger than in A1 (1.5%). In the area A3 the volume fraction of retained austenite is about 1.8%, accompanied by a noticeable increase in the size of the austenite islands, mostly found decorating the grain boundaries. A4 is the final portion of the intercritical HAZ where the material shows the highest softening after welding. The volume fraction of retained austenite is about 2.9% and it is found most at grain boundaries. Results are summarized in Table 4 where the phase volume fraction and the mean size of austenite islands determined by EBSB are shown.

4. Conclusions

Laser beam welding was performed in DP1000 dual-phase steel sheets in a bead-on-plate configuration. The main conclusions are the following:

- The microstructure of the welds consists of martensite and ferrite (bainite) in the FZ. Retained austenite is found in all weld zones being more abundant in the transition zone between the intercritical and subcritical HAZs.
- Retained austenite and tempering of prior martensite are responsible for the softening experienced between intercritical and subcritical HAZs. Size and volume fraction of retained austenite increase from the FZ towards the HAZ.
- Sound welds with narrow HAZ can be produced using welding parameters that minimize both localized softening of prior martensite and volume fraction of retained austenite. P2.0/S150 weld fulfills these requirements being the soundest and most promising weld of all tested conditions.

a)

b)

Fig. 10. Micrograph of the cross-section (TD-ND plane) of the P2.0/S150 weld: a) Light optical microscopy image after modified LePera etching; and b) SEM micrograph after Nital 3% etching of the transition region between SCHAZ and ICHAZ (SE image mode). TD e ND refer to the transverse and to the normal directions, respectively. FZ – fusion zone, FGHAZ – fine grain HAZ, ICHAZ – Intercritical HAZ, and SCHAZ – subcritical HAZ.

Fig. 11. EBSD maps of the welded joint P2.0/5150: a) Orientation image map; b) Phase map; and c) IQ map delineating the detailed regions A1, A2, A3 and A4.

Fig. 12. EBSD maps corresponding to regions A1, A2, A3 and A4 of P2.0/S150 weld: a) Orientation image map; and b) Phase map. TD and ND refer to the transverse and to the normal directions, respectively.

Acknowledgments

The authors are grateful to CNPq, Brazil (Grant 306.050/2013-7) for the partial financial support and to K. Angenendt and B. Breibach (MPIE, Germany) for their assistance in EBSD and capillary XRD

measurements, respectively. Thanks are also due to Prof. W. W. Bose Filho and Mr. D. Bon (EESC-USP, Brazil) for their assistance with the uniaxial tensile tests.

Table 4
Volume fraction and grain size of retained austenite of regions A1, A2, A3 and A4 of the welded joint P2.0/S150.

	Retained austenite			
	Mapped area			
	A1 (FZ)	A2 (FGHAZ)	A3 (ICHAZ)	A4 (ICHAZ/SCHAZ)
Fraction (%)	0.70	1.5	1.8	2.9
Grain size (μm)	0.12 ± 0.03	0.13 ± 0.04	0.13 ± 0.05	0.16 ± 0.10

References

- ASM Committee, 1993. ASM Handbook Volume 1, Properties and Selection: Irons, Steels and High Performance. ASM International, Ohio, pp. 1394.
- AWS Committee, 2015. AWS D1.1/D1.1M: Structural Welding Code – Steel, Twenty-third ed. American Welding Society, pp. 112.
- Alé, R.M., Rebello, J.M.A., Charlier, J., 1996. A metallographic technique for detecting martensite-austenite constituents in the weld heat-affected zone of a micro-alloyed steel. *Mater. Charact.* 37, 89–93.
- Baltazar-Hernandez, V.H., Nayak, S.S., Zhou, Y., 2011. Tempering of martensite in dual-phase steels and its effects on softening behavior. *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.* 42, 3115–3129.
- Bandyopadhyay, K., Panda, S.K., Saha, P., Padmanabham, G., 2015. Limiting drawing ratio and deep drawing behavior of dual phase steel tailor welded blanks: FE simulation and experimental validation. *J. Mater. Process. Technol.* 217, 48–64.
- Bandyopadhyay, K., Panda, S.K., Saha, P., 2016a. Optimization of fiber laser welding of DP980 steels using RSM to improve weld properties for formability. *J. Mater. Eng. Perform.* 25, 1–16.
- Bandyopadhyay, K., Panda, S.K., Saha, P., Baltazar-Hernandez, V.H., Zhou, Y.N., 2016b. Microstructures and failure analyses of DP980 laser welded blanks in formability context. *Mater. Sci. Eng. A* 652, 250–263.
- Benyounis, K.Y., Olabi, A.G., Hashmi, M.S.J., 2005. Effect of laser welding parameters on the heat input and weld-bead profile. *J. Mater. Process. Technol.* 164–165, 978–985.
- Biro, E., McDermid, J.R., Embury, J.D., Zhou, Y., 2010. Softening kinetics in the sub-critical heat-affected zone of dual-phase steel welds. *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.* 41, 2348–2356.
- Bleck, W., Phiu-On, K., 2005. Microalloying of cold-formable multi phase steel grades. *Mater. Sci. Forum* 500–501, 97–114.
- Chen, J.H., Kikuta, Y., Araki, T., Yoneda, M., Matsuda, Y., 1984. Micro-fracture behaviour induced by M-A constituent (island martensite) in simulated welding heat affected zone of HT80 high strength low alloyed steel. *Acta Metall.* 32, 1779–1788.
- Easterling, K., 1992. Introduction to the Physical Metallurgy of Welding, Second ed. Butterworth-Heinemann, Oxford, pp. 133.
- Kasuya, T., Hashoba, Y., Inoue, H., Nakamura, S., Takai, K., 2013. Hydrogen diffusion in weld metals with retained austenite and its application to the welded joints. *Weld. World* 57, 581–593.
- Koyama, M., Tazan, C.C., Akiyama, R., Tsuzaki, K., Raabe, D., 2014. Hydrogen-assisted decohesion and localized plasticity in dual-phase steel. *Acta Mater.* 70, 174–187.
- Lambert, A., Drillet, J., Gourgues, A.F., Sturel, T., Pineau, A., 2000. Microstructure of martensite-austenite constituents in heat affected zones of high strength low alloy steel welds in relation to toughness properties. *Sci. Technol. Weld. Join.* 5, 168–173.
- Meng, W., Li, Z., Lu, F., Wu, Y., Chen, J., Katayama, S., 2014. Porosity formation mechanism and its prevention in laser lap welding for T-joints. *J. Mater. Process. Technol.* 214, 1658–1664.
- Parkes, D., Xu, W., Westerbaan, D., Nayak, S.S., Zhou, Y., Goodwin, F., Bhole, S., Chen, D.L., 2013. Microstructure and fatigue properties of fiber laser welded dissimilar joints between high strength low alloy and dual-phase steels. *Mater. Des.* 51, 665–675.
- Parkes, D., Westerbaan, D., Nayak, S.S., Zhou, Y., Goodwin, F., Bhole, S., Chen, D.L., 2014. Tensile properties of fiber laser welded joints of high strength low alloy and dual-phase steels at warm and low temperatures. *Mater. Des.* 56, 193–199.
- Paruz, H., Edmonds, D.V., 1989. The strain hardening behaviour of dual-phase steel. *Mater. Sci. Eng. A* 117, 67–74.
- Saeidi, N., Ashrafzadeh, F., Niroumand, B., 2014. Development of a new ultrafine grained dual phase steel and examination of the effect of grain size on tensile deformation behavior. *Mater. Sci. Eng. A* 599, 145–149.
- Saha, D.C., Westerbaan, D., Nayak, S.S., Biro, E., Gerlich, a. P., Zhou, Y., 2014. Microstructure-properties correlation in fiber laser welding of dual-phase and HSLA steels. *Mater. Sci. Eng. A* 607, 445–453.
- Wang, J., Yang, L., Sun, M., Liu, T., Li, H., 2016. Effect of energy input on the microstructure and properties of butt joints in DP1000 steel laser welding. *Mater. Des.* 90, 642–649.
- Xia, M., Biro, E., Tian, Z., Zhou, Y.N., 2008. Effects of heat input and martensite on HAZ softening in laser welding of dual phase steels. *ISIJ Int.* 48, 809–814.
- Xu, W., Westerbaan, D., Nayak, S.S., Chen, D.L., Goodwin, F., Biro, E., Zhou, Y., 2012. Microstructure and fatigue performance of single and multiple linear fiber laser welded DP980 dual-phase steel. *Mater. Sci. Eng. A* 553, 51–58.
- Yurioka, N., Suzuki, H., Ohshita, S., Saito, S., 1983. Determination of necessary pre-heating temperature in steel welding. *Weld. J.* 62, 147–153.
- Zhang, F., Ruimi, A., Wo, P.C., Field, D.P., 2016. Morphology and distribution of martensite in dual phase (DP980) steel and its relation to the multiscale mechanical behavior. *Mater. Sci. Eng. A* 659, 93–103.
- Zhao, Y.Y., Zhang, Y.S., Hu, W., 2013. Effect of welding speed on microstructure, hardness and tensile properties in laser welding of advanced high strength steel. *Sci. Technol. Weld. Join.* 18, 581–590.
- Zhou, J., Tsai, H.-L., 2007. Porosity formation and prevention in pulsed laser welding. *J. Heat Transf.* 129, 1014–1024.