UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

**PROGRAMA DE PÓS GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE
MATERIAIS DA ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS**

ROBERTO RAMON MENDONÇA

**SOLDAGEM POR FRICÇÃO E MISTURA MECÂNICA DE AÇO
AUSTENÍTICO ALTO MANGANÊS COM EFEITO TRIP**

SÃO CARLOS

2014

ROBERTO RAMON MENDONÇA

**SOLDAGEM POR FRICÇÃO E MISTURA MECÂNICA DE AÇO
AUSTENÍTICO ALTO MANGANÊS COM EFEITO TRIP**

Dissertação apresentada ao programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade de São Paulo, para obtenção do título de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais.

Área de concentração: Desenvolvimento, Caracterização e Aplicação de Materiais.

Orientador(a): Prof. Dr. Haroldo Cavalcanti Pinto

São Carlos

2013

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.

M539a	<p>Mendonça, Roberto Ramon</p> <p>Análise da soldagem por fricção e mistura mecânica de aço austenítico alto manganês com efeito TRIP / Roberto Ramon Mendonça; orientador Haroldo Cavalcanti Pinto. São Carlos, 2014.</p> <p>Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós-Graduação em Ciências e Engenharia de Materiais e Área de Concentração em Desenvolvimento, Caracterização e Aplicação de Materiais -- Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo, 2014.</p> <p>1. Aços com efeito TRIP/TWIP. 2. Aços de alta resistência. 3. Processo de soldagem por fricção e mistura mecânica. 4. FSW. 5. Metalurgia da soldagem. I. Título.</p>
-------	---

FOLHA DE JULGAMENTO

Candidato: Tecnólogo **ROBERTO RAMON MENDONÇA**.

Título da dissertação: "Soldagem por fricção e mistura mecânica de aço austenítico alto manganês com efeito TRIP".

Data da defesa: 08/08/2014

Comissão Julgadora:

Resultado:

Prof. Dr. **Haroldo Cavalcanti Pinto** (Orientador)
(Escola de Engenharia de São Carlos/EESC)

APROVADO

Prof. Dr. **Péricles Bosquetti**
(Faculdade de Tecnologia de São Paulo/FATEC-Sertãozinho)

APROVADO

Prof. Dr. **Omar Maluf**
(Faculdade de Tecnologia de São Paulo/FATEC-Sertãozinho)

APROVADO

Coordenador em Exercício do Programa de Pós-Graduação em Ciências e Engenharia de Materiais:

Prof. Associado **Antonio José Felix de Carvalho**

Presidente da Comissão de Pós-Graduação:

Prof. Associado **Paulo César Lima Segantine**

Aos meus pais Tercio e Elisabete e
minha irmã Juliana.

AGRADECIMENTOS

Este trabalho foi realizado com o apoio e a colaboração de algumas empresas e pessoas que cabem aqui ressaltar:

Às empresas ELECTROLUX DO BRASIL S/A e FACULDADE ANHANGUERA DE MATÃO (FPM), que apoiaram a realização deste mestrado.

Aos colegas Ricardo Henrique Buzolin e Erenilton P. da Silva pelo auxílio técnico na realização e implantação deste trabalho.

A Universidade de São Paulo por dar a oportunidade da realização do Mestrado disponibilizando sua estrutura em tempo integral.

O Prof. Dr. Haroldo Cavalcanti Pinto pela orientação, pelas cobranças e paciência dispensadas neste trabalho.

O Prof. Dr. Omar Maluf da Faculdade de Tecnologia de Sertãozinho pelo apoio na etapa de fundição dos aços austeníticos alto Mn com efeito TRIP e durante a execução deste trabalho.

A Priscila Granato, Victor Luiz Barioto, Sirlene Valin e todos os funcionários e professores dos laboratórios do Departamento de Engenharia de Materiais da Escola de Engenharia de São Paulo – SMM-EESC-USP.

Aos amigos Ricardo Henrique Buzolin, Lucíola Lucena, Álvaro José Hermínio, Arthur Danielle Oliveira, Túlio Bravo de Oliveira, Gustavo Pamplona Fieno, Luis Antonio Araujo de Oliveira, Eros Antonio da Silva, Patrícia Nascimento Marques, Fernanda Venturin, Débora Bianco, Helton Evandro Eleutério, Eros A. Silva, todos que direta ou indiretamente me apoiaram neste período.

A Nora Mazziere Bianco, Carlos Martins Delgado Neto, Nilton Moisés Mendonça, José Carlos Ruiz Peres e Paulo Vitor de Vilhena Moraes pelo incrível apoio prestado durante este período da minha vida.

A minha mãe Elisabete, meu pai Tercio e minha irmã Juliana pelo carinho, apoio e motivação em todas as etapas da minha vida.

RESUMO

MENDONÇA, R. R. **Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica de Aço Austenítico Alto Manganês com Efeito TRIP**. 70 p. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2014.

O desenvolvimento e utilização de novos materiais, mais leves e com propriedades mecânicas superiores aos atuais, se mostram extremamente importantes devido à redução de peso e consequentemente redução na emissão de gases poluentes que poderiam gerar. As ligas de Fe-Mn-C com elevados teores de Mn (20-30%) representam um desenvolvimento muito recente de aços austeníticos, que, através dos seus mecanismos diferenciados de deformação reúnem elevada resistência mecânica com grande ductilidade. Essa nova classe de materiais estruturais possibilita uma efetiva redução de custos na produção através do reduzido tempo de processamento (sem a necessidade de tratamentos térmicos especiais e de processamentos termomecânicos controlados). A soldagem é, atualmente, o mais importante processo de união de metais usado no setor industrial. Dentro da variada gama de processos de soldagem existentes, a soldagem por fricção e mistura mecânica (SFMM, em inglês: Friction Stir Welding - FSW) se destaca por ser um processo de união no estado sólido que apresenta uma série de vantagens sobre as tecnologias convencionais de soldagem por fusão. Do ponto de vista metalúrgico, uma das suas principais vantagens se manifesta justamente na junção de materiais dissimilares, visto que o grau de mistura de composições e as transformações de fases entre materiais incompatíveis podem ser minimizados. Outra vantagem é que há um refino de grão no cordão de solda comparado com a microestrutura fundida que se forma nos processos convencionais. Este trabalho teve como objetivo produzir em escala laboratorial os aços de alta liga ao manganês com efeito TRIP, avaliar o impacto da velocidade de rotação da ferramenta na soldagem por fricção e mistura mecânica e avaliar a microestrutura e propriedades mecânicas das juntas soldadas. A microestrutura das juntas soldadas caracterizou-se pela presença apenas da zona de mistura e do metal base, além da formação de 'anéis de cebola' na zona de mistura, esta não mostrou sinais de transformação martensítica induzida por deformação e sofreu recristalização dinâmica

para todas as velocidades de rotação investigadas com a formação de grãos refinados e com morfologia equiaxial. Os corpos de tração fraturaram todos nos metais de base, mostrando que as propriedades mecânicas da zona de mistura foram superiores à do metal base e que a variação de aporte térmico alcançada com a velocidade de rotação da ferramenta não comprometeu a qualidade das juntas soldadas.

Palavras-chave: Aços alto manganês. Efeito TRIP/TWIP. Aços de alta resistência. Soldagem por fricção e mistura mecânica. Metalurgia da soldagem.

ABSTRACT

MENDONÇA, R. R. **Friction Stir Welding of an Austenitic High Manganese TRIP Steel**. 70 p. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2014.

The development and application of new light materials with superior mechanical properties is extremely important to weight reduction in vehicles and consequently reduction of greenhouse gases emission. The Fe-Mn-C steels with high Mn (20-30%) are a recent development of austenitic steels, which, due to their different mechanisms of deformation, possesses high strength and high ductility as well. In addition, this new type of structural steel allows an effective reduction of manufacturing costs due to its reduced processing time (it does not require special heat treatments and controlled thermo mechanical processing). Welding has been one of the most important processes for joining metals. Among the available welding processes, friction stir welding (FSW) is notable for being a solid state process with great advantages over the conventional welding methods. In the metallurgical point of view, welding dissimilar materials is a significant advantage of FSW over the other process. The main reason is the reduction of mixture of material and phase transformations between the incompatible materials in the weld. Moreover, grain refinement is another advantage from the process. The present study aimed to produce laboratorial scale high Mn steels with TRIP effect, investigate the impact of tool speed on the microstructure and mechanical properties of friction stir welded joints. The microstructure of the welded joints exhibited only the stirred zone (SZ) and the base material (BM), besides the presence of 'onion rings' within the stirred zone. The SZ exhibited no signs of martensite suggesting that dynamic recrystallization have occurred for all the speed tested. Moreover, the grains in the SZ had equiaxial morphology and were significantly refined. The fracture of the tensile specimens occurred in the base material, bringing to light that the welding process was beneficial to the mechanical properties. Furthermore, the variation of heat input achieved with the speed did not compromise the quality of welded joints.

Keywords: High manganese steels. TRIP/TWIP effect. High strength steels. Friction stir welding. Welding metallurgy.

“O homem encontra seu destino no caminho que pegou para evitá-lo.”

Autor desconhecido.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Percentual relativo da participação dos diferentes modais no transporte de cargas no Brasil	18
Figura 2: Comparativo da distribuição do uso de petróleo em 1973 e 2010 - Adaptado.....	18
Figura 3: Evolução dos aços estampáveis de alta resistência mecânica.....	26
Figura 4: (a) Influência dos teores de Mn e C na energia de falha de empilhamento (EFE, <i>stacking fault energy</i> SFE) dos aços alto Mn. A linha vertical pontilhada divide os campos austenítico γ e bifásico $\gamma + M_3C$ ($M = Fe$ ou Mn) a 973K; (b) Influência de outros elementos de liga na EFE da liga Fe-Mn 22%-C 0.6%. O ponto vermelho na indica a composição química de um aço TRIP Fe-0.4C-22Mn.....	28
Figura 5: Formação teórica de uma junta soldada e fatores que impedem que a soldagem por aproximação possa ocorrer.....	30
Figura 6: Desenho esquematizado do processo de Fricção e Mistura Mecânica – Adaptado.....	31
Figura 7: Configurações comuns de juntas soldadas por FSW - Adaptado	37
Figura 8: Alguns modelos de ferramentas usadas no processo de SFMM.....	40
Figura 9: As várias regiões na seção transversal de um material soldado por SFMM. Metal Base; Zona Termicamente Afetada (ZTA); Zona Termomecanicamente Afetada (ZTMA); Zona de mistura (Refino de Grão) - Adaptado.....	43
Figura 10: Espaçamento das bandas em uma junta feita por Fricção e Mistura Mecânica - Adaptado..	44
Figura 11: Os três campos de fluxo no processo FSW. (a) Rotação em corpo rígido, (b) Translação uniforme e, (c) Vortex em anel. (d) Duas correntes de fluxo. LR - Lado de Retrocesso; LA - Lado de Avanço - Adaptado	45
Figura 12: (a): Vista superior da solda mostrando as duas correntes intercaladas; (b) Vista transversal mostrando as duas correntes e um perfil de velocidade teórico - Adaptado.....	46
Figura 13: Zonas metalurgicamente processadas durante o processo de Fricção e Mistura Mecânica - Adaptado.....	47
Figura 14: Chapas de aço TRIP alto Mn após forjamento e usinagem.....	50
Figura 15: (a) Equipamento de soldagem por fricção e mistura mecânica do LNNano; (b) Soldagem das chapas de aço com efeito TRIP utilizadas no presente trabalho.....	51
Figura 16: Imagem da vista superior das chapas após a soldagem.....	51

Figura 17: (a) Ferramentas Mega Stir M20198 que foram utilizadas para unir as chapas TRIP com ARBL. (b) Desenho técnico da ferramenta Mega Stir M20198.....	52
Figura 18: Esquema das zonas presentes nas amostras da solda FSW.....	53
Figura 19: Representação esquemática dos dois perfis de microdureza que foram estudados.....	54
Figura 20: Dimensões dos corpos de prova de tração (em milímetros)	54
Figura 21: Força Normal (a,d), torque (b,e) e aporte térmico (c,f) na soldagem por fricção e mistura mecânica das chapas: (a), (b) e (c) 250 e 400 rpm; (d), (e) e (f): 550 e 700 rpm.....	56
Figura 22: Vista superior esquemática mostrando as velocidades em cada lado da junta soldada.....	57
Figura 23: Aporte térmico médio (calculado) de soldagem como função da velocidade de rotação da ferramenta.....	58
Figura 24: Imagem panorâmica da seção transversal da junta soldada com 250 RPM.....	59
Figura 25: Imagem panorâmica da seção transversal da junta soldada com 400 RPM.....	59
Figura 26: Imagem panorâmica da seção transversal da junta soldada com 550 RPM.....	60
Figura 27: Imagem panorâmica da seção transversal da junta soldada com 700 RPM.....	60
Figura 28: Micrografias ópticas das seções transversais das diversas regiões de solda para velocidade de 250 RPM.....	63
Figura 29: Micrografias ópticas das seções transversais das diversas regiões de solda para velocidade de 400 RPM.....	64
Figura 30: Micrografias ópticas das seções transversais das diversas regiões de solda para velocidade de 550 RPM.....	65
Figura 31: Micrografias ópticas das seções transversais das diversas regiões de solda para velocidade de 700 RPM.....	66
Figura 32: Imagens de MEV das seções transversais das regiões de solda para velocidade de 250 RPM.....	68
Figura 33: Imagens de MEV das seções transversais das regiões de solda para velocidade de 400 RPM.....	69
Figura 34: Imagens de MEV das seções transversais das regiões de solda para velocidade de 550 RPM.....	70
Figura 35: Imagens de MEV das seções transversais das regiões de solda para velocidade de 700 RPM.....	71

Figura 36: Imagens de MEV dos 'anéis de cebola' para a rotação de 250 RPM.....	72
Figura 37: Imagens de MEV dos 'anéis de cebola' para a rotação de 400 RPM.....	73
Figura 38: Imagens de MEV dos 'anéis de cebola' para a rotação de 550 RPM.....	73
Figura 39: Imagens de MEV dos 'anéis de cebola' para a rotação de 700 RPM.....	73
Figura 40: Resultados do ensaio de tração para a velocidade de 250 RPM.....	75
Figura 41: Resultados do ensaio de tração para a velocidade de 400 RPM.....	75
Figura 42: Resultados do ensaio de tração para a velocidade de 550 RPM.....	76
Figura 43: Resultados do ensaio de tração para a velocidade de 700 RPM.....	76
Figura 44: Energia de Falha de Empilhamento (SFE - 'Stacking Fault Energy') para as duas chapas soldadas e o mecanismo de deformação esperado para as mesmas.....	78
Figura 45: Perfis de microdureza das linhas superiores e inferiores da junta soldada a 250 RPM.....	80
Figura 46: Perfis de microdureza das linhas superiores e inferiores da junta soldada a 400 RPM.....	81
Figura 47: Perfis de microdureza das linhas superiores e inferiores da junta soldada a 550 RPM.....	82
Figura 48: Perfis de microdureza das linhas superiores e inferiores da junta soldada a 700 RPM.....	83

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Produção de autoveículos montados no Brasil nos últimos anos – Adaptado.....	17
Tabela 2 - Principais estatísticas do manganês no Brasil.....	24
Tabela 3 - Lista de conferencias realizadas com o processo de FSW como tema.....	33
Tabela 4 - Benefícios do processo de FSW.....	33
Tabela 5 - Composição química das ligas preparadas.....	49
Tabela 6 - Parâmetros de soldagem utilizados na soldagem por fricção e mistura mecânica das chapas do presente projeto.....	55
Tabela 7: Tamanho da zona de mistura para as velocidades de rotação e lados de avanço e retrocesso das juntas soldadas.	61
Tabela 8: Tamanho médio de grão na zona de mistura para as diversas velocidades de rotação utilizadas para a soldagem.	62
Tabela 9: Resumo das propriedades mecânicas obtidas nos ensaios de tração.....	77
Tabela 10: Resumo do lado de ruptura dos corpos de prova.....	79

LISTA DE SIGLAS

ANFAVEA – Associação Nacional dos Fabricantes de Veículos Automotores

CETESB – Companhia de Tecnologia de Saneamento Ambiental

ANTT – Agência Nacional de Transportes Terrestres

IEA – International Energy Agency

CONAMA – Conselho Nacional do Meio Ambiente

DDW – Deep Drawing Quality

BH – Bake Hardening

HSLA – High Strength Low Alloyed

DP – Dual Phase

TRIP – Transformation Induced Plasticity

CP – Complex Phase

SS – Stainless Steel

TWIP – Twinning Induced Plasticity

EFE – Energia de Falha de Empilhamento

TWI – TheWelding Institute

SFMM – Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica

PCBN – Polycrystalline Cubic Boron Nitride

LNNano – The Brazilian Nanotechnology National Laboratory

ASTM – American Society for Testing and Materials

MEV – Microscópio Eletrônico de Varredura

LA – Lado de avanço

LR – Lado de retrocesso

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	17
2. OBJETIVOS.....	23
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	24
3.1 Os Novos Aços Austeníticos alto Mn com Efeito TRIP.....	24
3.2 Introdução À Soldagem De Metais.....	29
3.3 Processo de Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica.....	31
3.3.1 Introdução ao processo.....	32
3.3.2 Vantagens e desvantagens do processo SFMM.....	33
3.3.3 Ferramentas Para Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica.....	39
3.3.4 Recristalização no Processo de SFMM.....	40
3.3.5 Regiões de Importância do Processo.....	42
3.3.6 Distribuição Da Temperatura E Fluxo De Metal No Processo De SFMM.....	44
4. MATERIAIS E MÉTODOS.....	48
4.1 Fundição e Tratamento Térmico dos Aços TRIP.....	48
4.2 Laminação e Usinagem das chapas TRIP.....	49
4.3 Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica das juntas similares TRIP.....	50
4.4 Análise Das Juntas Produzidas.....	52
4.4.1 Caracterização dos metais de base e das juntas soldadas.....	52
4.4.2 Caracterização mecânica.....	53
4.4.2.1 Microdureza.....	53
4.4.2.2 Ensaio de Tração.....	54

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES	55
5.1 Características do Processo de Soldagem	55
5.2 Microestrutura	59
5.3 Propriedades Mecânicas	74
6. CONCLUSÕES	85
REFERENCIAS	87

1 INTRODUÇÃO

Nos últimos anos o aumento das emissões de gases nocivos ao meio ambiente tem aumentado drasticamente, entretanto, a produção de veículos no Brasil, por exemplo, nos últimos cinco anos atingiu a marca superior a 3 milhões de automóveis/ano, como pode ser observado na Tabela 1 (Associação Nacional dos Fabricantes de Veículos Automotores – ANFAVEA, 2013). Estudos mostram que houve um crescimento considerável nas últimas décadas das emissões de CO₂ em todo o mundo e, dentre os países que mais emitem, os Estados Unidos, China e Índia, lideram. Segundo a Companhia de Tecnologia de Saneamento Ambiental - CETESB (2013), após uma baixa em 2009 devido à crise mundial, no ano seguinte houve um aumento total de 1,3 Gt CO₂ liberados. A China, devido ao rápido desenvolvimento dos últimos anos, lidera o ranking dos países mais poluentes, tendo uma participação de 17% das emissões de todo o planeta no ano de 2004, sendo que, em 1980, emitia menos da metade deste valor (PETERS et al., 2007).

Tabela 1 – Produção de autoveículos montados no Brasil nos últimos anos – Adaptado

ANO YEAR	AUTOMÓVEIS CARS	COMERCIAIS LEVES LIGHT COMMERCIALS	CAMINHÕES TRUCKS	ÔNIBUS BUSES	TOTAL TOTAL
2002	1.371.013	172.973	68.354	21.450	1.633.790
2003	1.374.245	208.206	77.785	24.479	1.684.715
2004	1.685.818	308.559	104.792	25.008	2.124.177
2005	1.869.261	345.330	113.215	29.366	2.357.172
2006	1.914.918	356.053	103.297	29.412	2.403.680
2007	2.270.141	386.336	133.791	35.008	2.825.276
2008	2.410.201	438.471	163.757	38.202	3.050.631
2009	2.487.881	437.104	120.994	30.021	3.076.000
2010	2.584.690	566.982	189.941	40.530	3.382.143
2011	2.505.241	638.466	223.388	49.373	3.416.468
2012	2.589.232	628.575	132.953	36.630	3.387.390

Fonte – ANFAVEA (2013)

No Brasil, um dos motivos dessa problemática é a falta de investimentos no setor de transportes. Segundo a Agência Nacional de Transportes Terrestres - ANTT e o Ministério dos Transportes (2013), pode-se citar como exemplo um estudo mostrando que, para atender a demanda atual de transportes nacionais, seria necessário dobrar a quantidade de ferrovias que existem atualmente. Como resultado disso, a principal movimentação de cargas no Brasil continua sendo pela malha rodoviária (Figura 1).

Figura 1 – Percentual relativo da participação dos diferentes modais no transporte de cargas no Brasil
Fonte – ANTT (2013) e Ministério dos Transportes (2013)

Além dos fatores já citados, diversos setores da indústria estão em crescente ascensão, como, por exemplo, a produção de petróleo, que deu um salto de 46,2% nos últimos 10 anos e hoje chega a 2 milhões de barris de petróleo por dia. Segundo a International Energy Agency - IEA (2012), este tipo de energia não renovável ainda está entre as mais utilizadas. A Figura 2 a seguir mostra quais são os setores que mais consomem petróleo no mundo, e faz uma correlação da quantidade utilizada em 1973 e em 2010.

Figura 2 – Comparativo da distribuição do uso de petróleo em 1973 e 2010 - Adaptado
Fonte: IEA (2012)

Devido a esse crescente aumento da produção industrial, a preocupação ambiental com a escassez dos recursos energéticos renováveis e com o aumento da emissão de gases poluentes se faz necessária, e órgãos responsáveis estabelecem algumas normas de aceitação no que diz respeito à estes assuntos. Dentre eles, o Conselho Nacional do Meio Ambiente (CONAMA), na resolução nº 342 de 25 de Setembro de 2003 propôs:

“Estabelece novos limites para emissões de gases poluentes por ciclomotores, motocicletas e veículos similares novos.”; “... para lançamentos de novos modelos de veículos, dotados de novas configurações de motor, sistema de alimentação, transmissão e exaustão, produzidos a partir de 1º de janeiro de 2005.”

Além do apelo ambiental, outro aspecto da indústria automobilística que atualmente está sendo estudado é a segurança dos ocupantes (CORNETTE et al., 2001). Diversos estudos relatam a importância do desenvolvimento de novos materiais que possuam propriedades que visam proteger os ocupantes de um automóvel em caso de acidente (JIN, 2011).

Nesse contexto, o desenvolvimento e utilização de novos materiais, mais leves e com propriedades mecânicas superiores aos atuais, se mostram extremamente importantes devido à redução de peso e consequente redução na emissão de gases poluentes que proporcionariam.

O desenvolvimento mundial de aços de alta resistência com boa conformabilidade a frio iniciou-se há cerca de trinta anos (COELHO, 2008). Nesse momento, a resistência mecânica dos aços monofásicos ferríticos foi aumentada através da adição de elementos de liga e operações de conformação mecânica. Partindo dos aços de grande ductilidade para estampagem (Deep-Drawing Quality, DDQ), foram desenvolvidos os aços microligados para estampagem (Interstitial-Free High-Strength, IF-HS), os aços com efeito Bake-hardening (BH), assim como os aços ARBL de alta resistência e baixa liga (High-Strength Low Alloyed, HSLA). Todos eles sendo empregados com sucesso em construções mecânicas. Contudo, o endurecimento dos aços via adição de elementos de liga mostrou-se limitado. Por essa razão, vem sendo desenvolvidos ao longo dos últimos vinte anos e, mais intensivamente, nos últimos cinco, aços polifásicos de matriz ferrítica. A esse grupo pertencem, por exemplo, os aços Dual-Phase (DP), os aços TRIP (Transformation

Induced Plasticity) de baixa liga e os aços bainíticos (Complex Phase, CP). Além dos diferentes tipos de aço baixa liga mencionados até então, existem ainda os aços austeníticos inoxidáveis (stainless steels, SS) à base de cromo e níquel, que combinam uma elevada resistência mecânica com grandes níveis de deformação plástica. No entanto, os elevados teores de níquel contribuem para um elevado custo destes materiais, que são normalmente inaceitáveis em diversas aplicações mecânicas.

As ligas de Fe-Mn-C com elevados teores de Mn (20-30%) representam um desenvolvimento muito recente de aços austeníticos, que, através dos seus mecanismos diferenciados de deformação que variam entre a transformação martensítica induzida por deformação (Transformation Induced Plasticity, TRIP) ou a maclação mecânica (Twinning Induced Plasticity, TWIP), também reúnem elevada resistência mecânica com grandes ductilidades (SATO, SOMA e MORI, 1982; LCM, 2012). Os dois tipos de transformações podem coexistir num mesmo material (DING et al., 2006; 2011) e contribuem simultaneamente para não somente o aumento da resistência mecânica como também no aumento da plasticidade do material. Com o aumento do teor de Mn, o efeito TWIP passa a ser gradualmente dominante (DING et al., 2011).

Essa nova classe de materiais estruturais possibilita uma efetiva redução de custos na produção através do reduzido tempo de processamento (sem a necessidade de tratamentos térmicos especiais e de processamentos termomecânicos controlados). Além disso, a substituição do Ni pelo Mn para a obtenção de uma microestrutura puramente austenítica traduz-se em outra significativa redução de custo destas ligas metálicas. Estes novos tipos de aços austeníticos prometem alcançar propriedades mecânicas que superam amplamente os níveis atuais de deformação e resistência mecânica, promovendo, portanto, uma significativa redução de peso, e podem ser utilizados em componentes mecânicos como engrenagens, pinhões, eixos e cames (WURONG et al., 2012), proporcionando, enfim, um novo avanço em matéria de segurança veicular (GRÄSSEL et al., 2000; TURTELTAUB; SUIKER, 2005).

Apesar do crescente número atual de trabalhos dedicados ao desenvolvimento desta nova classe de aços austeníticos, pesquisas sobre eles no Brasil ainda são modestas. Trabalhos de desenvolvimento e caracterização microestrutural foram

recentemente iniciados no grupo do Prof. Dagoberto Brandão Santos na Universidade Federal de Minas Gerais (UFMG) (SPINDOLA; SANTOS; GONZALEZ, 2010). Estes aços podem ser considerados, no entanto, estratégicos para a sustentabilidade da economia brasileira, já que o Brasil é o segundo maior produtor mundial do seu principal elemento de liga, o manganês (DMPP, 2013). Como eles ainda não estão sendo comercializados, a pesquisa sobre as propriedades e o processamento de aços alto Mn com efeito TWIP/TRIP necessita da sua produção em escala laboratorial, seguindo as rotas tradicionais de fabricação dos aços inoxidáveis austeníticos (fundição, seguida de conformação mecânica a quente a temperaturas acima de 1000°C), da mesma forma como tem sido praticado por diversos grupos de pesquisa estrangeiros (RAABE et al., 2008; MI et al., 2009).

Em vista da representatividade e do potencial de crescimento dos setores automotivo, naval e ferroviário no Brasil, o desenvolvimento de tecnologias para a união entre aços inovadores de ultra alta resistência, como os aços ao Mn com efeito TWIP/TRIP, e a caracterização de suas juntas soldadas podem ser vistos como itens altamente desejáveis e fundamentalmente estratégicos.

Sendo assim, a redução do peso de estruturas metálicas na indústria da mobilidade necessita não somente de aços de resistência mecânica e ductilidade cada vez maiores, mas também da qualificação de procedimentos de soldagem, que permitam unir aços de ultra-alta resistência para a redução da espessura das chapas e das dimensões dos materiais utilizados.

A soldagem é, atualmente, o mais importante processo de união de metais usado no setor industrial. Ela apresenta aplicações muito variadas que abrangem desde a construção de itens simples e de baixa sofisticação até estruturas e componentes complexos que, caso falhem, podem colocar em risco a vida humana, causar danos ao ambiente e gerar enormes prejuízos. Em muitas destas aplicações, a soldagem pode complementar ou competir com outros processos de união (união mecânica, colagem e outros) e de fabricação (como a fundição, conformação mecânica e a usinagem) (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2009). Para o sucesso da grande maioria dos projetos mecânicos industriais, são, portanto, indispensáveis à escolha e à aplicação correta dos processos de soldagem a serem utilizados.

Dentro da variada gama de processos de soldagem existentes, a soldagem por fricção e mistura mecânica (SFMM, em inglês: Friction Stir Welding - FSW) se destaca por ser um processo de união no estado sólido que apresenta uma série de vantagens sobre as tecnologias convencionais de soldagem por fusão (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2009) e, por isso, tem sido usada para aplicações em painéis automotivos soldados sob medida (MISHRA e MAHONEY, 2007). Do ponto de vista metalúrgico, uma das suas principais vantagens se manifesta justamente na junção de materiais dissimilares (LOHWASSER; CHEN, 2010), visto que o grau de mistura de composições e as transformações de fases entre materiais incompatíveis podem ser minimizados. Por isso, este tem sido um campo da SFMM bastante explorado atualmente (BHADESHIA; DEBROY, 2009). A energia gerada durante o processo de SFMM não é suficiente para fundir os materiais que estão sendo unidos. Assim, as zonas termicamente afetadas (ZTA) no processo por atrito atingem picos de temperatura menores, tendendo a ter propriedades melhores do que as mesmas zonas nos processos de soldagem por fusão. Outra vantagem é que há um refino de grão no cordão de solda comparado com a microestrutura fundida que se forma nos processos convencionais. A expansão, a contração e a consequente distorção dos componentes soldados por fricção são, em geral, menores, já que os materiais não são tão aquecidos como na soldagem convencional. Por não envolver a fusão dos materiais, a porosidade no cordão também é muito baixa.

Dessa forma, pode-se observar a importância de um estudo da soldabilidade por Fricção e Mistura Mecânica dos inovadores aços austeníticos ao manganês para o desenvolvimento das novas tecnologias que o mercado atual exige.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivos Gerais

Tendo em vista o interesse econômico da indústria automobilística nacional em aços de maior resistência e elevada ductilidade, o projeto teve como objetivos gerais:

- A produção em escala laboratorial de aços de alta liga ao manganês TRIP (Transformation Induced Plasticity), ainda indisponíveis e pouco explorados no mercado nacional;
- A avaliação de procedimentos de soldagem por fricção e mistura mecânica nos aços alto Mn com efeito TRIP;
- Estudo da influencia dos parâmetros de soldagem por friccao e mistura mecânica na microestrutura e nas propriedades mecânicas das juntas soldadas;

2.2 Objetivos Específicos

De modo a atingir os objetivos descritos, foram estabelecidos os seguintes objetivos específicos:

- Produção doméstica de aços alto manganês com efeito TRIP na forma de blocos pela técnica de fundição;
- Tratamento térmico de homogeneização dos blocos fundidos;
- Laminação a quente dos blocos fundidos para a obtenção de placas de aços alto manganês com efeito TRIP para soldagem;
- União dos materiais por meio do processo de fricção e mistura mecânica (SFMM – Friction Stir Welding (FSW));
- Caracterização e análise microestrutural, mecânica e fractográfica das juntas dissimilares produzidas e avaliação quanto ao seu desempenho.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Os Novos Aços Austeníticos alto Mn com Efeito TRIP

O Mn está entre os mais importantes elementos de liga no projeto de aços de alta resistência mecânica e, em 2012, a produção mundial de minério de manganês chegou a 17,3 milhões de toneladas (Mt) em metal contido, evidenciando um aumento ante 2011 quando a produção atingiu 16,6 Mt (DNPM, 2012). Na tabela 2 são mostradas as estatísticas no que diz respeito à produção, importação e exportação Manganês no Brasil. Esse alto uso ocorre, principalmente, devido ao seu efeito estabilizador da austenita, seu impacto na EFE (Energia de falha de Empilhamento) e na cinética das transformações (SONG, 2005). Além disso, Mn possui muito baixa taxa de difusão na austenita e alta segregação nas interfaces (DMITRIEVA, 2011).

Tabela 2 - Principais estatísticas do manganês no Brasil

Discriminação		Unidade	2010 ^(r)	2011 ^(r)	2012 ^(p)
Produção	Concentrado	10 ³ t	3.125	3.483	3.571
	Metal Contido (4)	10 ³ t	1.223	1.426	1.118
	Ferroligas à base de Mn	10 ³ t	305.808	295.923	334.926
Importação	Concentrado	10 ³ t	26	8	34
		(10 ³ US\$-FOB)	11.046	5.943	8.727
	Semimanufaturado	10 ³ t	63	90	70
		(10 ³ US\$-FOB)	123.572	144.341	107.414
Exportação	Concentrado	10 ³ t	2.327	2.091	1.558
		(10 ³ US\$-FOB)	359.407	306.859	201.424
	Semimanufaturados	10 ³ t	59	76	75
		(10 ³ US\$-FOB)	78.794	95.621	76.719
Consumo Aparente ⁽¹⁾	Concentrado	10 ³ t	824	1.400	2.047
Preços	Minério de Manganês ⁽²⁾	(US\$/t-FOB)	155,00	147,00	129,20
	Ferroligas à base de Mn ⁽³⁾	(US\$/t-FOB)	1.344,00	1.257,00	1.422,00

Fonte: Departamento Nacional de Produção Mineral (DNPM/DIPLAM) (2013).

Aços alto manganês estão sendo usados como Hadfield, memória de forma, dispositivos de amortecimento, resistência sísmica, transformação induzida por deformação mecânica - efeito TRIP e aços com efeito TWIP (CHUN et al., 2012; DUMAY et al., 2008; LÜCKEN et al., 2008; PANNONI, 2008). Também contribui para a ocorrência de vários mecanismos de deformação, como transformação martensítica ou

deformação por maclação, que proporcionam ao aço ótimas propriedades (HWANG, 2011; POZUELO et al., 2009; WIETBROCK et al., 2010).

Dentro dessa classificação, os aços alto Mn com efeito TWIP podem ser caracterizados como aços tipicamente austeníticos, com um conteúdo de Mn acima de 20 wt.% e com adição de outros elementos, como por exemplo, C (<1 wt.%), Si (<3 wt.%) ou Al (<10 wt.%). Tal classe de material, assim como os aços com efeito TRIP, se destacam no desenvolvimento de novos aços estruturais (GRÄSSEL et al., 2000) .

As causas para a alta taxa de encruamento das ligas com estrutura cristalina cfc com baixa EFE (20 - 40 mJ/m²), as quais se encontram as ligas Fe-Mn-C com alto teor de Mn com efeito TWIP e efeito TRIP têm sido amplamente discutidas (ALLAIN et al., 2004; DING et al., 2011). Três explicações para o fenômeno são pertinentes. A primeira afirma que os átomos intersticiais de C no dipolo C-Mn interagem fortemente com as discordâncias (DING et al., 2010; HWANG; JI; KYUNG, 2011). A ligação com os átomos de Mn substitucionais impedem os átomos intersticiais de se moverem na estrutura cristalina, produzindo um efeito conhecido como “*dynamic strain ageing effect*”. A segunda ideia é que as maclas agem como barreiras para o movimento das discordâncias, aumentando a densidade de discordância e, portanto, diminuindo a distancia média entre elas (CHUN et al., 2012; GRÄSSEL et al., 2000). Por fim, sugere-se um modelo baseado na ideia de que as maclas produzem barreiras cinéticas para o movimento das discordâncias.

Atualmente, a maioria dos aços de ultra alta resistência estão sendo projetados utilizando dois principais mecanismos: transformação induzida por deformação mecânica - efeito TRIP, e maclação mecânica (TWIP).

A preocupação crescente com a segurança e requisitos de resistência ao impacto fazem parte do novo conceito de veículo a ser desenvolvido nos próximos anos. Os aços de Plasticidade Induzida por Transformação (TRIP) oferecem um compromisso atraente entre resistência e ductilidade devido a sua microestrutura (ALLAIN et al., 2004).

Essa nova classe de materiais estruturais possibilita uma efetiva redução de custos na produção através do reduzido tempo de processamento (sem a necessidade de tratamentos térmicos especiais e de processamentos termomecânicos controlados). Além disso, a substituição do Ni pelo Mn para a obtenção de uma microestrutura

puramente austenítica traduz-se em outra significativa redução de custo destas ligas metálicas. Estes novos tipos de aços austeníticos prometem alcançar propriedades mecânicas que superam amplamente os níveis atuais de deformação e resistência mecânica, promovendo, portanto, uma significativa redução de peso, podendo ser utilizados em componentes mecânicos como engrenagens, pinhões, eixos e cames, proporcionando, enfim, um novo avanço em matéria de segurança veicular (LÜCKEN et al., 2008; SATO et al., 1989).

Na Figura 3 estão comparadas as faixas de propriedades mecânicas das diversas classes de aços estruturais automotivos disponíveis no mercado e também daquelas em fase de desenvolvimento (como os de alta liga à base de Mn com efeitos TRIP e TWIP).

Figura 3 - Evolução dos aços estampáveis de alta resistência mecânica - Adaptado

Fonte: Coelho (2008)

A energia de falha de empilhamento (EFE) é o principal parâmetro microestrutural dos aços alto Mn, controlando, por intermédio da distância de separação entre discordâncias parciais, a tendência destes metais com estrutura CFC de se deformar por maclação ou de sofrer transformação martensítica induzida por

deformação. Baixas EFE ($< 20\text{mJ/m}^2$) favorecem a reação $\gamma \rightarrow \epsilon$, enquanto EFE maiores ($> 20\text{mJ/m}^2$) inibem essa transformação indireta. A formação dessas fases está ligada tanto à composição química (Figura 4), como também à temperatura e tensão aplicada (SATO; SOMA; MORI, 1982; SATO et al., 1989). A presença de outros elementos de liga no aço pode alterar essas propriedades e fazer com que a liga formada não tenha mais os efeitos TRIP e/ou TWIP. Um acréscimo de 6% de Al, por exemplo, em um aço alto com 22% Mn já é o suficiente para tal (ALLAIN et al., 2004).

Assim, para estes tipos de aços, a variação da EFE da austenita permite modificar amplamente os seus mecanismos de deformação, partindo do efeito TRIP (Transformation Induced Plasticity) devido à formação de martensita por deformação em materiais com baixas EFE, ao efeito TWIP (Twinning Induced Plasticity), onde a deformação ocorre somente por maclação extensiva, até atingir o efeito SLIP (causado pelo movimento exclusivo de discordâncias encontrado em materiais com altas EFE). O aumento da fração volumétrica de maclas com a deformação cria obstáculos para o movimento das discordâncias, desenvolvendo o rápido encruamento do material, efeito conhecido como TWIP. Este efeito somente ocorre em uma austenita estável, onde a energia livre de Gibbs de uma reação martensítica é positiva (110 J/mol a 250 J/mol) e a energia de falha de empilhamento é aproximadamente 25 J/m² (SPINDOLA; SANTOS; GONZALEZ, 2010).

(a)

(b)

Figura 4: (a) Influência dos teores de Mn e C na energia de falha de empilhamento (EFE, *stacking fault energy* SFE) dos aços alto Mn. A linha vertical pontilhada divide os campos austenítico γ e bifásico $\gamma + M_3C$ ($M = Fe$ ou Mn) a 973K; (b) Influência de outros elementos de liga na EFE da liga Fe-Mn 22%-C 0.6%. O ponto vermelho na indica a composição química de um aço TRIP Fe-0.4C-22Mn.

Fonte – Allain et al. (2004); Hwang, Ji e Kyung (2011); Dumay et al. (2008)

A ausência de martensita no processo de deformação promove aos materiais diferentes propriedades mecânicas de grande interesse em processos de fabricação. Nos últimos anos, os aços ferro-manganês do tipo TWIP, com cerca de 22 % de manganês, têm se sobressaído em testes realizados junto à indústria automotiva europeia. São aços puramente austeníticos e sem transformação de fase. A formação de maclas durante a deformação gera um encruamento extremamente elevado, mas uma grande ductilidade é mantida. Sua capacidade de alongamento pode atingir 50 % para uma resistência mecânica de 1000 MPa, ou 35 % para 1400 MPa.

Durante a deformação do material também há a mudança de comportamento quanto ao seu mecanismo. Para uma liga de 18,8% de Mn verificou-se que para deformações entre 0.14 a 0.35 o efeito TWIP foi predominante enquanto para deformações entre 0.35 a 0.45 o efeito TRIP predominou (DING et al., 2010), além disso, quanto a fragilização de hidrogênio durante o processo de deformação há uma maior tendência de que esse fenômeno aumente na proporção da quantidade de martensita ϵ formada (CHUN et al., 2012).

3.2 Introdução à Soldagem De Metais

Os processos de união de materiais são essenciais ao desenvolvimento dos mais diversos setores, entretanto, deve-se lembrar de que estes processos acabam sendo responsáveis por acrescentar custo ao produto final. A forma utilizada para a união irá depender do tipo de material, sua aplicação, suas propriedades finais desejadas, entre outros. Contudo, a utilização em larga escala estará vinculada aos custos resultantes da utilização de cada processo (AWS, 1995).

Para soldagem, existem diversas definições, entretanto, a mais importante dela vem da AWS (1995), que diz: “Processo de união de materiais usado para obter coalescência (união) localizada de metais e não-metais, produzida por aquecimento até uma temperatura adequada, com ou sem a utilização de pressão e/ou material de adição.” Os métodos de união de materiais podem ser divididos em duas categorias (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2009):

- União baseada em ação de forças macroscópicas. Exemplo: Parafusos e rebites.
- União baseada em forças microscópicas (ligações interatômicas e intermoleculares). Exemplo: Soldagem.

Dentre os processos de fabricação por soldagem, ainda pode-se dividir em dois grandes grupos, aonde a principal diferença é a maneira de superar os obstáculos no que se refere a união do material a ser produzido. Dessa forma, os dois grupos são os processos de soldagem por fusão e/ ou por pressão ou deformação. No primeiro e mais comumente utilizado, a união é feita através de uma fusão localizada na região a ser soldada e a ligação ocorrerá através da solidificação do metal fundido. O segundo grupo consiste na aplicação de elevada pressão para deformar as superfícies a serem soldadas de modo que a distância entre elas sejam reduzidas à ordem atômica, formando assim uma união metalúrgica. No grupo de soldagem por pressão, o calor é utilizado para facilitar a deformação dos materiais envolvidos (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2009).

Ainda segundo Marques, a formação de uma junta soldada poderia ocorrer através da aproximação de duas superfícies, de forma que os átomos situados nessa região não estão com suas ligações satisfeitas e há uma tendência em ocorrer uma ligação. Entretanto isto não ocorre normalmente devido a alguns impedimentos, como impurezas, óleo, poeira, oxidação e até mesmo a própria rugosidade do material, como pode ser vista na Figura 5. (AWS, 1995; MACHADO, 2007; MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2009).

Figura 5: Formação teórica de uma junta soldada e fatores que impedem que a soldagem por aproximação possa ocorrer.

Fonte: Marques, Mondenesi e Bracarense (2009)

Apesar de ainda serem muito utilizados e possuírem diversas vantagens e, os processos convencionais de soldagem à arco elétrico possuem vários inconvenientes, como:

- Geração excessiva de fumos e gases tóxicos
- Geração de raios ultravioleta
- Transformações de fases e mudanças microestruturais devido à fusão localizada que são inerentes nestes processos

3.3 Processo de Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica

O processo consiste em um pino girando em altas rotações que, ao penetrar na chapa, fornece calor suficiente para gerar o coalescimento do material. Como já citado, o material não entra no estado de fusão, mas sim, em um estado semi-sólido. A Figura 6 esquematiza o processo.

Figura 6: Desenho esquematizado do processo de Fricção e Mistura Mecânica – Adaptado
Fonte: Misha e Mahoney (2007)

3.3.1 Introdução ao processo

Os processos de soldagem já são utilizados há muito tempo, embora tornaram-se viáveis em escala industrial somente por volta de 1800 (MESSLER, 2004). Já o processo de Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica (SFMM), foi criado em 1991 por Wayne Thomas no The Welding Institute (TWI), situado no Reino Unido. Primeiramente, foi considerado como uma curiosidade, mas depois ficaram claras as vantagens que este processo poderia trazer (ESAB; LOHWASSER; CHEN, 2010). Esta inovação tecnológica proporcionou grande avanço no que diz respeito a processos que não utilizam a fusão para realizar a união uma vez que esse tipo de solda é praticamente livre de porosidades e trincas, além de reduzir as distorções nas chapas a serem soldadas (LOHWASSER; CHEN, 2010). Diversas outras vantagens podem ser citadas em relação a este processo, dentre elas:

- Não há necessidade de grande quantidade de treinamento por parte do operador
- Não há necessidade de utilização de equipamentos de proteção (EPI's)
- Processo ambientalmente correto
- Não utilização de material de adição na soldagem
- Entre outros

Após uma breve análise das vantagens acima citadas, entende-se claramente a razão deste ser um dos processos mais pesquisados atualmente, como mostra a tabela 3.

Tabela 3 - Lista de conferências realizadas com o processo de Fricção e Mistura Mecânica como tema

Conference	1997	1998	1999	2000	2001	2002	2003	2004	2005	2006	2007	2008
Friction stir welding theme in Research Trends in Welding, ASM		•	•			•	•					•
International Symposium on Friction Stir Welding, TWI			•	•	•		•	•		•		•
Friction stir welding theme in AeroMat Conference & Exposition, ASM				•					•	•		•
Friction Stir Welding and Processing, TMS					•		•		•		•	
Aerospace Friction Stir Welding Symposium, SAE								•				
IIW Pre-Assembly Meeting on Friction Stir Welding, IIW								•				
Friction stir welding conference, AWS								•				•
Friction stir processing/welding theme in Thermec				•			•			•		
Friction stir welding conference, GKSS Workshops			•		•		•			•		•

3.3.2 Vantagens e desvantagens do processo SFMM

Diversas comparações são feitas entre os novos processos de fabricação que surgem a cada dia. Para que um comparativo seja imparcial, é necessário compreender a fundo o que cada um dos processos pode proporcionar ao usuário. Diversos autores têm citado os benefícios e vantagens do processo, como pode ser visto na tabela 4.

Tabela 4 - Benefícios do processo de FSW

Benefícios Metalúrgicos	Benefícios Ambientais	Benefícios Energéticos
<ul style="list-style-type: none"> • União no estado sólido • Baixa distorção • Boa estabilidade dimensional e repetibilidade no processo • Sem perda de elementos de liga • Boa propriedades mecânicas • Microestrutura recristalizada • Ausência de trinca de solidificação • Soldagem de todas as ligas de alumínio 	<ul style="list-style-type: none"> • Elimina utilização de gás de proteção • Não necessita de processos de acabamento • Não gera fumos • Não polui • Elimina necessidade de metal de adição 	<ul style="list-style-type: none"> • Materiais avançados usam ligas para a redução de peso e a união de chapas com diferentes espessuras é um grande atrativo deste processo • Redução do consumo de combustíveis em aplicações veiculares

Fonte – Lohwasser e Chen (2010) - Adaptado

Os principais pontos a serem discutidos em relação aos outros processos de soldagem, segundo Lohwasser e Chen (2010), são:

- Melhor soldabilidade
- Redução de distorções
- Redução de tensões residuais
- Melhor estética
- Eliminação de metal de adição
- Melhores propriedades mecânicas
- Processo automatizado
- Processo robusto com poucas variáveis

Obviamente que, como todo processo de fabricação, há também algumas desvantagens/necessidades que fazem com que a SFMM não seja viável em algumas ocasiões. Segue abaixo algumas características que são requeridas para o processo:

- Processo mecanizado
- Características especiais de fixação da junta
- Limitação do formato da junta
- Cratera no final da soldagem causado pela retirada da ferramenta

Cada uma dessas vantagens e desvantagens do processo serão explicadas a seguir de forma sucinta:

Melhor soldabilidade

Algumas ligas, principalmente as que são formadas por alumínio, são difíceis de serem soldadas pelos processos de soldagem convencionais por arco elétrico devido a formação de fases frágeis e trincas. Este problema pode ser eliminado com a utilização da SFMM. Além do mais, o processo permite a soldagem de juntas dissimilares com alta qualidade, fato que em alguns casos é muito difícil de ser realizado por outros processos.

Redução de tensões residuais e distorções

Devido aos baixos picos de temperatura que a SFMM possui comparado com os processos de soldagem à arco, fica evidente que materiais soldados por este processo terão uma quantidade de tensões residuais menores e consequentemente menores distorções. Isso evitará a necessidade de se utilizar alguns processos de fabricação posteriores à soldagem, fato reduzirá os custos de produção de componentes fabricados pela SFMM.

Melhor estética

As linhas de solda do processo de SFMM tem se mostrado muito suaves nas mais variadas espessuras de chapas. Dessa forma, torna-se um importante fator em aplicações como navios comerciais, indústria aeronáutica, alimentícia, entre outros.

Eliminação de metal de adição

Por ser um processo autógeno, não há necessidade de se utilizar metal de adição na SFMM. Dessa forma, a não utilização deste levará a uma redução de custo, eliminação de sistema de alimentação do metal de adição à junta e problemas que ocorrem na alimentação na poça de fusão.

Melhores propriedades mecânicas

Em vários casos, os picos de temperatura e a baixa taxa de deposição dos metais de adição em uma soldagem à arco elétrico podem ser prejudiciais para a ZTA, reduzindo a resistência e ductilidade da junta soldada. Assim, juntas que podem ser soldadas pelas SFMM em um único passe levarão vantagem no que diz respeito às propriedades da junta.

Processo automatizado

A SFMM é, normalmente, um processo automatizado. O resultado disto é um consequente aumento dos custos de investimento inicial e redução da produtividade se comparado com alguns processos convencionais. Entretanto, essas desvantagens são minimizadas por um melhor controle da direção de soldagem (pela razão da não

utilização de operador na realização da soldagem) e pela melhor qualidade da junta (fator que por si só já justificaria o uso da SFMM).

Como dito anteriormente, as vantagens de um processo são acompanhadas de suas limitações, que serão explicadas a seguir:

Processo automatizado

Por serem muito altas, as forças envolvidas no processo de SFMM fazem com que o processo seja muito difícil de ser realizado com o auxílio de um operador. Por exemplo, na soldagem de chapas de alumínio SAE 2198 com 2.8 mm de espessura, foram encontradas forças de 8 kN ao longo do eixo da ferramenta, 650 N na direção de soldagem e 500 N na direção transversal à solda. Obviamente há uma tentativa de redução dos custos do equipamento a fim de tornar o processo mais acessível para os diversos setores da indústria.

Características especiais de fixação da junta

Como dito anteriormente, a SFMM necessita de métodos especiais de fixação das chapas para a garantia de não movimentação durante a realização da soldagem, uma vez que as forças exercidas no processo são muito altas. A preocupação com a fixação aumenta quando se fala em chapas muito finas ou muito espessas, por isso este é um fator a ser considerado na utilização do processo de SFMM.

Limitações quanto ao tipo de junta

Por ser autógena, a SFMM pode ser utilizada como um processo de deposição/enchimento de material em uma junta. Dessa forma, usa-se realizar a soldagem em juntas mais simples. Alguns exemplos de juntas usadas no processo de SFMM são mostrados na Figura 7.

Figura 7 - Configurações comuns de juntas soldadas por FSW - Adaptado
Fonte – Lohwasser e Chen (2010).

Weld Keyhole

Como já dito anteriormente, haverá um uma espécie de “buraco” no fim de cada cordão soldado pelo processo de SFMM devido à entrada de saída da ferramenta na junta a ser soldada. Como este processo é realizado com o material em um estado fluido, sempre haverá um fluxo de massa que é empurrado para a parte de trás da ferramenta (ou seja, no sentido contrário ao sentido de avanço da ferramenta) e, quando a ferramenta é retirada, faltará uma última quantidade deste material que está sendo jogado para trás e dessa forma restará uma pequena região de material faltante. Portanto, é necessário considerar este fator ao realizar a soldagem por este processo, principalmente em aplicações que exigem alta confiabilidade do componente.

Justificativa econômica

Para que um processo possa ser aplicado na fabricação de algum componente, é necessária uma avaliação da viabilidade econômica do mesmo. No caso da SFMM, não existem muitos estudos sobre o assunto, entretanto, alguns aspectos são muito importantes e devem ser levados em conta. Os principais serão discutidos a seguir.

- *Tempo de processamento/trabalho*

Diferentemente dos outros processos de soldagem, a SFMM é realizada em um passe único, eliminando múltiplos passes, preparações e limpezas de juntas, inspeções e outros fatores que são essenciais quando se utiliza o arco elétrico para soldar. Deve-se lembrar também que esses fatores geram baixa produtividade e requerem alta qualidade do serviço, uma vez que poderão colocar em risco o componente soldado.

- *Licença*

Por ser um processo patenteado, deve-se levar em consideração o pagamento de licenças e taxas, além dos direitos intelectuais que pertencem ao The Welding Institute - TWI.

- *Investimento inicial*

Por ser um processo automatizado e possuir algumas exigências já citadas anteriormente (por exemplo, boa fixação das chapas a serem unidas), o processo de SFMM acaba tendo um alto investimento inicial.

- *Volume de produção*

Este é o aspecto que poderá diluir o valor agregado nas limitações econômicas do processo de SFMM que foram ditas até o momento, uma vez que aumentando o volume de produção o custo é reduzido. Como exemplo, pode-se citar a não necessidade de se utilizar uma mão de obra especializada, uma vez que o processo é automatizado.

Como já citado anteriormente, do ponto de vista ambiental, a SFMM consome menos energia, não utiliza gás de proteção e não necessita de nenhum metal de adição (é um processo totalmente autógeno). Tendo em vista o alto teor de Mn nos aços TWIP, acrescenta-se que a união destes materiais no estado sólido elimina a geração de fumos contendo teores expressivos de Mn, o qual atua como uma neurotoxina e tem sido, portanto, alvo de severas legislações de higiene e segurança nos EUA e na União Europeia. Quanto aos aspectos técnicos, a tolerância permitida nas arestas para a realização da SFMM pode ser muito maior (cerca de 1.5 mm) do que no caso da soldagem a laser e o processo não é afetado pela gravidade, podendo ser aplicado em qualquer posição. Existem ainda vantagens econômicas, já que um equipamento de SFMM custa cerca de 1/5 a 1/10 do valor de um equipamento para soldagem a laser (LOHWASSER; CHEN, 2010; MISHA; MAHONEY, 2007).

No caso específico da união de aços, a SFMM tem apresentado excelentes resultados para juntas similares entre aços de difícil soldabilidade por tecnologias de fusão, como os aços TRIP de baixa liga (MAHONEY et al., 2010; OLSEN, 2007; SMITH et al., 2003), os aços dual-phase (MAZZAFERRO, 2008; OLSEN, 2007), os aços martensíticos ao boro (NIGRI, 2008) e os aços alto carbono (MISHA et al., 2007).

3.3.3 Ferramentas Para Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica

As três principais funções da ferramenta são: fornecer calor à junta, movimentar o material para formar a junta e manter o metal coalescido sob o ombro. O calor é gerado pela fricção entre a peça e a ferramenta pela deformação causada entre o atrito de ambas. O calor localizado coalesce o material ao redor do pino e, combinado com a rotação do pino e movimento de translação, faz com que o material se movimente da frente para a parte traseira da ferramenta. O ombro da ferramenta impedirá que o metal escoado ultrapasse a superfície da peça. A Figura 8 mostra alguns tipos de ferramentas.

Figura 8 - Alguns modelos de ferramentas usadas no processo de SFMM.

Fonte – Misha e Mahoney (2007)

Uma exigência essencial para a SFMM é manter um diferencial adequado entre a dureza e as propriedades mecânicas a temperaturas elevadas da ferramenta e dos materiais a serem soldados. Os materiais mais utilizados na ferramenta para SFMM de aços são o nitreto de boro cúbico policristalino (PCBN) e ligas de W-25%Re. No entanto, cada um deles apresenta a sua deficiência. O PCBN tem baixa tenacidade à fratura e profundidade de penetração limitada (cerca de 6.0 mm), enquanto as ligas W-25%Re tem baixa resistência ao desgaste, fato que resulta na contaminação da solda e na impossibilidade de se acrescentar detalhes adicionais nos perfis do ombro e do pino devido ao desgaste acelerado destes finos detalhes (LOHWASSER; CHEN, 2010).

Estudos recentes sobre a soldagem do aço carbono A36 revelaram que ferramentas fabricadas a partir de compósitos com matriz de W-25%Re e reforçados com 50 a 60% de partículas de PCBN reúnem os benefícios de cada um de seus componentes. Os resultados destes testes mostraram um baixo desgaste e uma elevada tenacidade da ferramenta, com as falhas ocorrendo no colar de fixação do inserto de compósito e não no inserto.

3.3.4 Recristalização no Processo de SFMM

O processo de Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica vem sendo identificado por ser um processo termomecânico de conformação à quente, ou seja um processo de transferência de calor e fluxo de massa. Durante a conformação a quente, dois fatores metalúrgicos contribuem para a aniquilação e reconstrução da microestrutura pré-existente. Estes processos incluem a recuperação e recristalização. No caso do FSW a solda atinge temperatura acima de 0,6 vezes a temperatura de fusão do material e

portanto a recuperação ocorre substancialmente durante o processo de conformação (MISHA; MAHONEY, 2007) .

A recristalização pode ser entendida como a criação de novos grãos, a partir do material deformado, pela formação e migração de contornos de alto ângulo, que é promovido pela energia armazenada no metal durante a deformação, por meio de discordâncias. Existem basicamente três processos de recristalização dinâmica, ou seja que ocorrem durante a deformação:

1) *Recristalização dinâmica descontínua*: é a recristalização dinâmica que acontece durante a deformação a alta temperatura. 'Descontínua' se deve ao fato de que esta transformação ocorre em duas etapas bem distintas: a nucleação e o crescimento. Como resultado, são gerados grãos novos com contornos de alto ângulo.

2) *Recristalização dinâmica contínua*: envolve a formação de arranjos celulares dentro da estrutura em deformação. O aumento gradativo da desorientação entre as células durante a deformação a quente se deve a sua rotação e a contínua absorção de discordâncias pelas paredes celulares, até a formação de contornos de alto ângulo. Este processo tem traços de recuperação dinâmica, com a diferença que na recristalização dinâmica contínua são desenvolvidos contornos de alto ângulo durante a transformação. Uma característica importante deste processo é a preservação das evidências da recuperação.

3) *Recristalização dinâmica geométrica*: devido à deformação intensa, os grãos são severamente alongados formando subgrãos no interior dos grãos da matriz. O cruzamento dos contornos de subgrão com os contornos de alto ângulo dos grãos originais produz uma quebra no contorno, gerando um aspecto serrilhado do contorno de alto ângulo. Com o aumento da deformação, os grãos são mais deformados, os contornos de alto ângulo ondulados se aproximam até fazerem contato, dividindo os grãos iniciais, originando novos microgrãos. Uma característica importante deste mecanismo é que o tamanho dos novos grãos corresponde ao diâmetro dos subgrãos observado na ZTMA, além de ser considerado o mecanismo mais efetivo para o refinamento de grão.

Por sua vez, a recuperação é todo processo de amaciamento que ocorre no material deformado sem que ocorra a migração de contornos de alto ângulo. Essa transformação tem como força motriz a redução da energia armazenada durante a deformação, redução fruto do rearranjo das discordâncias, o qual leva à formação de contornos de baixo ângulo. Os contornos de baixo e alto ângulo são aqueles que limitam grãos cuja desorientação (θ) está entre $\theta < 10-15^\circ$ e $\theta > 15^\circ$, respectivamente (PADILHA, 2005; PORTER; EASTERLING, 1992).

3.3.5 Regiões de Importância do Processo

Como já citado anteriormente, diferentemente dos processos convencionais de soldagem, o processo de SFMM utiliza um pino não consumível em altas rotações para promover um coalescimento localizado na região da junta a ser soldada.

Mesmo sendo um processo relativamente simples, são necessários estudos dos parâmetros e também no que diz respeito a deformação do material a ser soldado e da formação da junta soldada. Como exemplo de fundamental parâmetro, pode-se citar a temperatura, que fará um papel importante no que diz respeito a conformabilidade do material no momento da soldagem.

Por ser uma tecnologia diferente dos outros processos de soldagem, uma nova nomenclatura de regiões características é necessária para o processo de SFMM. A formação das diferentes regiões em uma junta soldada por SFMM é determinada pelo nível de deformação e a temperatura máxima atingida. Outro parâmetro importante a ser levado em consideração é a Energia de Falha de Empilhamento (EFE) do metal soldado, visto que esta determina a tendência do material de recuperar ou recrystalizar dinamicamente. A Figura 9 mostra regiões comuns no processo de SFMM a seguir, uma breve explicação de cada uma das regiões características do processo:

Figura 9 - As várias regiões na seção transversal de um material soldado por SFMM. Metal Base; Zona Termicamente Afetada (ZTA); Zona Termomecanicamente Afetada (ZTMA); Zona de mistura (Refino de Grão) - Adaptado

Fonte – Misha e Mahoney (2007)

Metal Base:

É a porção mais distante da solda em que a máxima temperatura atingida não é capaz de alterar a microestrutura. Nesta região, pode-se considerar que o material está como condição original, ou seja, suas características são as mesmas do metal base.

Zona termicamente afetada (ZTA):

Nesta região mais próxima ao cordão de solda, o material poderá sofrer mudanças de propriedades mecânicas, entretanto não haverá mudanças de fase ou alteração no tamanho de grão. No caso de algumas ligas de alumínio, a temperatura atingida nesta região poderá promover alguma recristalização no caso de chapas encruadas e/ou o crescimento de precipitados, que causarão alterações nas propriedades. É importante ressaltar também que essa região não sofre deformação plástica.

Zona termomecanicamente afetada (ZTMA):

Nesta região o material sofre grande deformação plástica e o calor gerado no processo promoverá mudanças na microestrutura original do material.

Zona de mistura (Refino de grão):

É a região de maior contato com o pino, e onde o material será completamente recristalizado.

3.3.6 Distribuição Da Temperatura E Fluxo De Metal No Processo De SFMM

O material amolecido pelo calor é transportado em torno do pino da ferramenta na direção de rotação e é depositado em bandas como mostrado na Figura 10.

Figura 10 - Espaçamento das bandas em uma junta feita por Fricção e Mistura Mecânica - Adaptado
Fonte – Misha e Mahoney (2007)

Diferenças geométricas e microestruturais dentro do 'weld nugget' refletem o fluxo assimétrico em torno da linha de centro da solda que ocorre durante o processo de soldagem. Este fluxo ou metal termomecanicamente deformado a quente na zona de soldagem, resulta em várias evoluções na microestruturas. A definição das linhas de fluxo no processo FSW foi primeiramente obtido por Colligan (1999). Há dois principais modelos para o fluxo de material na Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica: o Modelo Cinético de Nunes e o Modelo de conformação de Arbegast:

Modelo Cinético de Nunes: Nunes e Scheneider (2004) basearam o modelo físico no fluxo de metal em termos cinéticos descrevendo o movimento de material. A Figura 11 ilustra o processo de decomposição dos fluxos na SFMM nos três campos de fluxo de material que se combinam para formar duas correntes.

Figura 11 - Os três campos de fluxo no processo FSW. (a) Rotação em corpo rígido, (b) Translação uniforme e, (c) Vortex em anel. (d) Duas correntes de fluxo. LR - Lado de Retrocesso; LA - Lado de Avanço - Adaptado

Fonte – Misha e Mahoney (2007)

No modelo de Nunes, o metal no lado de retrocesso é pego na frente do pino e depositado diretamente atrás do pino com o mínimo tempo de permanência no campo de rotação em torno da ferramenta. Este fluxo de material é conhecido como corrente direta ou "straight-through current". O material soldado no lado de avanço (LA) do pino permanece tempo o suficiente em torno do pino para se tornar preso por um fluxo que vem da região superior do pino. Esse fluxo de metal é parte do vortex em anel e é induzido pelas ranhuras do pino. Tal fluxo de material leva o metal para a região inferior do pino. A superposição da rotação em torno do pino com o fluxo na direção da raiz da junta resulta em um padrão de turbilhão ou corrente de turbilhão, onde o fluxo de metal emerge abaixo do pino conforme a circulação de material começa a se mover externamente.

Uma reversão na direção das ranhuras do pino redireciona o fluxo de metal na corrente de turbilhão do sentido descendente para o ascendente em direção ao topo da junta. As duas correntes propostas pelo modelo cinético de Nunes impõem uma variação na quantidade de material termomecanicamente processado por cada corrente de metal. Variações na conformação a quente do material tem sido usadas para

explicar texturas ou anéis de cebola, observados na zona de mistura da SFMM (NUNES, 2001).

O resíduo da corrente direta predomina na zona de retrocesso e em regiões superiores da solda. O resíduo da corrente de turbilhão predomina no lado de avanço e em regiões inferiores do pino. Esta variação no lado de avanço da solda está de acordo com os estudos com marcadores mostrando uma direção quando o marcador é introduzido no lado de avanço (COLLIGAN, 1999; SANDERS, 2005), como pode ser observado na Figura 12.

Figura 12 - (a): Vista superior da solda mostrando as duas correntes intercaladas; (b) Vista transversal mostrando as duas correntes e um perfil de velocidade teórico - Adaptado

Fonte – Misha e Mahoney (2007)

Modelo de Arbegast do Forjamento a Quente: O Modelo Arbegast (2003) trata o processo de Fricção e Mistura Mecânica como um processo de trabalho mecânico do material que envolve cinco zonas: pré-aquecimento, zona de deformação inicial, zona extrudada, zona forjada, e zona de pós-resfriamento. Estas zonas são ilustradas na Figura 13. O calor gerado pela rotação da ferramenta pré-aquece o material imediatamente à frente do pino. O movimento de rotação da ferramenta dá origem à

zona de deformação inicial no material amolecido. Nesta zona, o metal é forçado para cima na direção do ombro e depois para baixo em direção à zona de extrusão. Na zona de extrusão o metal que está à frente do pino move-se em torno do mesmo até ocupar a cavidade do pino quando este se move para frente.

Figura 13 - Zonas metalurgicamente processadas durante o processo de Fricção e Mistura Mecânica – Adaptado

Fonte – Misha e Mahoney (2007)

4. Materiais e Métodos

As chapas de aço com efeito TRIP que foram utilizadas para a soldagem foram produzidas e preparadas no Laboratório de Fundição do SMM-EESC-USP com composições sugeridas pela literatura (SATO, 1989; SCOTT, 2005).

4.1 Fundição e Tratamento Térmico dos Aços TRIP

Os blocos fundidos de aço com efeito TRIP foram produzidos utilizando um forno indutivo da marca Inductoheat® com revestimento refratário de MgO e potência real de 15 kW, operando sob uma frequência de 10 kHz e com capacidade máxima de carga de 9 kg para fusão de ligas metálicas até 1700°C, disponível no SMM-EESC-USP.

As corridas foram conduzidas em uma atmosfera controlada de argônio sobre a superfície do banho metálico, de forma a reduzir as perdas por oxidação e vaporização do Mn, que apresenta pressão de vapor elevada. Sendo a pressão de vapor do Mn puro de 48,7 mbar a 1590°C contra 0,046 mbar do Fe puro, a manutenção de baixas perdas de Mn também requer temperaturas reduzidas na fusão (LOB; SENK; GEIMER, 2010).

A temperatura liquidus T_{liq} de ligas ferrosas pode ser estimada utilizando-se a expressão de Roeser e Wensel (WIETBROCK et al., 2010):

$$T_{liq} [^{\circ}\text{C}] = 1539 - \{f \cdot [\%(\text{C})] + 8[\%\text{Si}] + 5[\%\text{Mn}] + 30 \cdot [\%\text{P}] + 5[\%\text{Cu}] + 25[\%\text{S}] + 1.5[\%\text{Cr}] + 4[\%\text{Ni}] + 2[\%\text{Mo}] + 2[\%\text{V}] + [\%\text{W}] + 2.5[\%\text{Al}] + 14[\%\text{As}] + 10[\%\text{Sn}] + 1300[\%\text{H}] + 90[\%\text{N}] + 80[\%\text{O}]\}$$

$f = 65$ para $[\%\text{C}] < 1\%$ peso;

$f = 70$ para $[\%\text{C}] > 1\%$ peso.

Os vazamentos das corridas são realizados em moldes de areia e, de acordo com a literatura (LOB; SENK; GEIMER, 2010), são aplicados superaquecimentos de no máximo 100°C em relação à temperatura liquidus. Para a aferição das temperaturas

utilizou-se um termopar tipo B (Pt-30%Rh/Pt-6%Rh) encapsulado em tubo de alumina para uso em imersão. Para a execução dos ensaios de soldabilidade, puderam ser fabricados dois blocos com composição adequada sem perda excessiva de Mn. A composição química dos dois blocos que foram fundidos está mostrada na tabela 5.

Tabela 5 - Composição química das ligas preparadas

ELEMENTOS (% EM PESO) - BLOCO 1			
C	Mn	Si	Cr
0,61	19,76	0,34	0,006
ELEMENTOS (% EM PESO) – BLOCO 2			
C	Mn	Si	Cr
0,64	16,40	0,42	0,006

Sendo o teor de Mn nas ligas um fator determinante para a obtenção do mecanismo de deformação TRIP, os blocos fundidos foram submetidos a tratamentos térmicos de homogeneização a uma temperatura de aproximadamente 1150°C por 36 horas, visando minimizar a micro-segregação do Mn, que conduz a variações locais de até 7% na sua concentração no estado fundido (LOB, SENK, GEIMER, 2010; LÜCKEN et al., 2008) . Cada placa foi imersa em uma caixa com carvão com o objetivo de minimizar as perdas por oxidação durante os tratamentos térmicos.

4.2 Laminação e Usinagem das chapas TRIP

Após o tratamento de homogeneização, os blocos fundidos de aço com efeito TRIP foram laminados em diversos passos a quente a 1050°C, aplicando-se uma redução de 5% por passe. Entre um passe e outro, as placas eram reaquecidas no forno até 1050°C. A espessura final das placas foi de 6,0 mm para que restasse sobremetal suficiente para uma posterior usinagem. Após atingir a espessura desejada, as chapas foram temperadas em óleo.

O ajuste de forma e espessura do material foi realizado por fresamento. As dimensões finais das chapas para os ensaios de soldagem foram de 3,5mm de espessura, 100mm de largura e 300mm de comprimento, conforme ilustra a figura 14.

Figura 14 - Chapas de aço TRIP alto Mn após forjamento e usinagem.

4.3 Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica das juntas similares TRIP

As duas chapas de aço alto Mn com efeito TRIP foram soldadas pelo processo de fricção e mistura mecânica, utilizando-se o equipamento da Empresa Transformation Technologies Inc. (TTI) modelo RM-1a do Laboratório Nacional de Nanotecnologia (LNNano) (Figura 15). O parâmetro analisado foi a velocidade de rotação da ferramenta. Foram utilizadas as velocidades de rotação de 250, 400, 550 e 700rpm, enquanto a velocidade de avanço da ferramenta foi mantida constante e igual a 100 mm/min.

Figura 15 - (a) Equipamento de soldagem por fricção e mistura mecânica do LNNano; (b) Soldagem das chapas de aço com efeito TRIP utilizadas no presente trabalho.

Devido à quantidade limitada de material disponível, optou-se por realizar uma junta entre as duas chapas e uma solda do tipo "bead-on-plate" sobre a chapa 2, conforme mostra a figura 16.

Figura 16 - Imagem da vista superior das chapas após a soldagem

A soldagem dos conjuntos foi feita utilizando-se a ferramenta de PCBN, Mega Stir M20198 (Figura 17).

Figura 17 – (a) Ferramentas Mega Stir M20198 que foram utilizadas para unir as chapas TRIP com ARBL. (b) Desenho técnico da ferramenta Mega Stir M20198.

4.4 Análise Das Juntas Produzidas

4.4.1 Caracterização dos metais de base e das juntas soldadas

Para as análises de microestrutura foram extraídas amostras transversais ao cordão de solda com dimensões suficientemente grandes para compreender os metais de base, a zona termomecanicamente afetada (ZTMA), a zona termicamente afetada (ZTA) e a zona de mistura (ZM). Inicialmente, as amostras foram embutidas em resina e lixadas manualmente usando lixas de SiC com as granulometrias de 120 a 2000 mesh.

Como o aço TRIP é passível de sofrer transformação martensítica durante o lixamento mecânico, foi necessário realizar o polimento eletrolítico das amostras a fim de remover a camada deformada superficial, antes de prosseguir com a etapa final de polimento e ataque metalográfico.

A fim de realizar tal polimento, foi utilizada uma solução de ácido sulfúrico a 25% e uma fonte de alimentação DC operando a uma tensão de 18V por 120s. Após o

polimento eletrolítico, as amostras foram polidas mecanicamente usando pastas de diamante nas granulometrias de 6, 3 e 1 μ m e atacadas por imersão em solução de Nital 5% (solução de ácido nítrico e álcool) por 15s.

A análise microestrutural das juntas soldadas foi realizada por microscopia óptica usando um microscópio Zeiss®, modelo AX10 e microscopia eletrônica de varredura usando um microscópio FEI modelo Inspect F-50 com o objetivo de evidenciar a influência da velocidade de rotação da ferramenta e do aporte térmico de soldagem no gradiente microestrutural entre os metais de base e a zona de mistura, conforme ilustra a Figura 18.

Figura 18 - Esquema das zonas presentes nas amostras da solda FSW

4.4.2 Caracterização mecânica

As propriedades mecânicas das juntas soldadas foram caracterizadas através de ensaios de microdureza e de tração.

4.4.2.1 Microdureza

Os corpos de prova para o ensaio de microdureza foram submetidos ao mesmo processo de preparação daqueles que foram destinados à análise microestrutural.

Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados, utilizando-se um Microdurômetro Leica VMHT Mot e os seguintes parâmetros:

- Tempo de indentação: 15 segundos;
- Carga aplicada: 100 gf.

Conforme ilustra a Figura 19, foram medidos dois perfis de microdureza, um em uma região superior da solda e outro em uma região inferior, a fim de identificar as possíveis diferenças nas regiões de topo e raiz da solda, assim como as diferenças entre metal base e zona de mistura.

Figura 19 - Representação esquemática dos dois perfis de microdureza que foram estudados

4.4.2.2 Ensaio de Tração

Devido à quantidade limitada de material disponível, foram utilizados corpos de prova de tração do tipo sub. Os corpos de prova foram usinados com as dimensões indicadas na Figura 20.

Figura 20 - Dimensões dos corpos de prova de tração (em milímetros).

Os ensaios de tração foram realizados a temperatura ambiente em corpos de prova extraídos dos metais de base e da junta soldada, sempre orientados na direção transversal ao comprimento das chapas e ao cordão de solda, respeitando-se as normas ASTM E-8M e ASTM A-356. A velocidade de deformação para os ensaios foi de 0,33 mm/min.

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 Características do Processo de Soldagem

Vários são os parâmetros que podem influir no processo de união por fricção e mistura mecânica, tais como a velocidade de rotação da ferramenta, a velocidade de avanço, o deslocamento da ferramenta em direção a um metal base, no caso de juntas dissimilares, ou mesmo o material da ferramenta (BHADESHIA; CHEN, 2010). No caso do presente trabalho, o parâmetro em estudo foi a velocidade de rotação da ferramenta, conforme mostra a Tabela 6.

Tabela 6 - Parâmetros de soldagem utilizados na soldagem por fricção e mistura mecânica das chapas do presente projeto

Tipo de União	Velocidade da ferramenta (rpm)		Velocidade de avanço da ferramenta (mm/min)
Na placa	250 (140mm)	400 (115mm)	100
Junta	550 (140mm)	700 (120mm)	100

A Figura 21 mostra os gráficos de monitoramento da força normal e do torque na ferramenta durante o processo de soldagem. Percebe-se uma queda brusca de ambos os valores para a rotação de 250 rpm no intervalo de aproximadamente 10 a 75mm de deslocamento. Isso se deve a um desnível na chapa que fez com que o ombro da ferramenta perdesse contato com a superfície do material.

Figura 21 - Força Normal (a,d), torque (b,e) e aporte térmico (c,f) na soldagem por fricção e mistura mecânica das chapas: (a), (b) e (c) 250 e 400 rpm; (d), (e) e (f): 550 e 700 rpm

Como em qualquer processo de soldagem, sabe-se que o aporte térmico é o principal parâmetro a ser analisado para se poder correlacionar as alterações microestruturais com as propriedades mecânicas das juntas soldadas e propor os melhores parâmetros de soldagem. Por se tratar de um processo de união no estado sólido, o atrito do ombro e do pino da ferramenta com o material e a deformação plástica à qual o material é submetido representam as principais fontes de calor no processo de soldagem FSW. A temperatura máxima atingida na zona de mistura também é um fator importante de ser analisado, visto que a microestrutura deformada a quente será influenciada por esse parâmetro (BHADESHIA; CHEN, 2010). O aço austenítico alto manganês com efeito TRIP em estudo caracteriza-se pela combinação única de elevada resistência mecânica, grandes alongamentos e um apreciável encruamento até a ruptura. Isso proporciona uma elevada taxa de geração de calor por deformação.

O aquecimento e a taxa de deformação durante a soldagem não são homogêneos na zona de mistura. Conforme ilustra a Figura 22, existe uma significativa diferença na velocidade de deformação do material em cada lado da zona de mistura. Com respeito ao fluxo de material, podem ser definidos um lado de avanço e um lado de retrocesso. No lado de avanço da zona de mistura as velocidades de rotação e avanço da ferramenta se somam vetorialmente de modo a gerar uma taxa de deformação mais elevada. Já no chamado lado de retrocesso (LR) as referidas velocidades de movimentação da ferramenta se opõem vetorialmente promovendo uma menor velocidade de deformação.

Figura 22 - Vista superior esquemática mostrando as velocidades em cada lado da junta soldada

De acordo com Wei (MESSLER, 2004), o aporte térmico (AT)[kJ/mm] na soldagem por fricção e mistura mecânica é calculado através da Eq.1:

$$AT = \frac{2\pi\omega T}{1000v} \quad \text{Eq.1}$$

onde ω é a velocidade de rotação da ferramenta [rpm]; T é o torque na ferramenta [N.m] e v é a velocidade de avanço [mm/min]. As Figuras 19 (c,f) apresentam as variações locais do aporte térmico obtidas através da Equação 1

durante os ensaios de soldagem, enquanto os valores médios para cada condição estão representados na Figura 23.

Figura 23 - Aporte térmico médio (calculado) de soldagem como função da velocidade de rotação da ferramenta.

Ombro e pino contribuem para o aporte térmico. O pino tem uma contribuição que geralmente varia de 30 a 60%, dependendo a geometria da ferramenta e das condições de soldagem (BHADESHIA; CHEN, 2010). Porém sua maior contribuição está na geração de calor através da mistura mecânica de material e não no aquecimento por atrito.

Comparando-se as diferentes condições de soldagem temos que a maior geração de calor é observada para 250 rpm, a menor velocidade de rotação da ferramenta. Neste caso, a taxa de deformação e a geração de calor por atrito são menores, tornando a cinética de recristalização dinâmica mais lenta. Isso contribui para um maior encruamento do material e uma maior resistência ao cisalhamento durante a deformação, aumentando o aporte térmico através da necessidade de torques mais elevados na ferramenta. O aumento da velocidade de rotação faz com que o calor gerado por atrito aumente e que o material que está sendo soldado na vizinhança imediatamente ao pino da ferramenta recristalize mais rapidamente e perca viscosidade. Assim, o material deformado e misturado desenvolve uma menor resistência ao cisalhamento. Com isso, o torque na ferramenta se torna comparativamente menor e o aporte térmico diminui para velocidades de rotação

maiores. A redução do torque com o aumento da rotação da ferramenta se torna menos significativa entre 550 e 700rpm. Isso proporciona um aporte térmico similar para estas duas condições de soldagem

5.2 Microestrutura

As Figuras 24, 25, 26 e 27 mostram imagens panorâmicas da seção transversal das juntas soldadas com diferentes velocidades de deformação. Para todas as condições investigadas penetração total é observada e descontinuidades não ocorrem no cordão de solda.

Figura 24 – Imagem panorâmica da seção transversal da junta soldada com 250 RPM.

Figura 25 – Imagem panorâmica da seção transversal da junta soldada com 400 RPM.

Figura 26 – Imagem panorâmica da seção transversal da junta soldada com 550 RPM.

Figura 27 – Imagem panorâmica da seção transversal da junta soldada com 700 RPM.

As imagens panorâmicas das Figuras 24, 25, 26 e 27 mostram que a largura da zona de mistura em contato com o ombro da ferramenta foi aproximadamente 4 mm maior para 250 e 400 rpm. Além disso, as zonas de mistura produzidas com estas velocidades de rotação são maiores que aquelas soldadas com 550 e 700 rpm. Portanto, a extensão da zona de mistura tende a diminuir de tamanho quando há o aumento da velocidade de rotação da ferramenta (COLEGRONE; SHERCLIFF; ZETTLER, 2007). Isso se deve à maior área de contato do ombro com a junta e à maior geração de calor por deformação na zona de mistura para menores velocidades de rotação e deformação, aonde a cinética de recristalização dinâmica parece ter sido mais lenta e a resistência ao cisalhamento foi superior. Com uma maior geração de calor por deformação e uma maior área aquecida pelo atrito com o ombro da ferramenta, regiões mais extensas da junta puderam atingir uma temperatura suficiente para se deformarem sobre a ação da ferramenta. Na Tabela 7 é possível saber o tamanho da zona de mistura para as velocidades de rotação e lados de avanço e retrocesso das juntas soldadas.

Tabela 7: Tamanho da zona de mistura para as velocidades de rotação e lados de avanço e retrocesso das juntas soldadas

Tamanhos da Zona de Mistura			
	Lado de Avanço	Lado de Retrocesso	Total
250 rpm	2,0045 mm ²	1,8574 mm ²	3,8619 mm ²
400 rpm	2,1184 mm ²	1,8548 mm ²	3,9702 mm ²
550 rpm	1,6501 mm ²	1,4950 mm ²	3,1451 mm ²
700 rpm	1,6919 mm ²	1,3841 mm ²	3,0750 mm ²

As figuras 28 a 35 resumem de forma tabelar as micrografias obtidas por microscopia óptica e eletrônica de varredura das distintas regiões das juntas soldadas com diferentes velocidades de rotação da ferramenta. A microestrutura do aço alto Mn com efeito TRIP caracteriza-se por ser totalmente austenítica com morfologia aproximadamente equiaxial e diâmetro médio de 150 μm . Durante a soldagem, conforme mostram as figuras, a zona de mistura apresentou em todas as condições investigadas um refinamento de grão devido ao processamento termomecânico a quente, enquanto a morfologia dos grãos permaneceu aproximadamente equiaxial. O diâmetro médio de grão aumentou na zona de mistura com o aumento da velocidade de rotação. A redução da zona de mistura com o aumento da velocidade de rotação faz com que a temperatura média alcançada seja mais elevada, apesar do aporte térmico ter sido menor. Isso contribui para o crescimento do grão recristalizado nas juntas de 550 e 700 rpm.

O tamanho de grão produzido no lado de retrocesso é menor do que aquele gerado no lado de avanço da ferramenta. Para se compreender esta diferença de tamanho de grão é necessário considerar que as correntes de turbilhão presentes no lado de avanço promovem um fluxo muito maior de material naquela região do que no lado de retrocesso (MISHRA; MAHONEY, 2007). Embora o lado de avanço seja maior do que o lado de retrocesso, o que poderia indicar que a temperatura atingida nesse lado fosse menor, o fluxo mais intenso de material torna a temperatura média mais elevada, causando o crescimento de grão. O tamanho médio de grão na zona de

mistura para as diversas velocidades de rotação utilizadas para a soldagem são apresentados na tabela 8.

Tabela 8: Tamanho médio de grão na zona de mistura para as diversas velocidades de rotação utilizadas para a soldagem

Tamanho de grão na Zona de Mistura (µm)		
Velocidade de rotação (rpm)	Lado de avanço	Lado de Retrocesso
250	32	28
400	48	38
550	54	42
700	60	44

Figura 28: Micrografias ópticas das seções transversais das diversas regiões de solda para velocidade de 250 RPM. a) Lado de avanço. b) Lado de retrocesso. c) Zona de mistura. d) Metal base.

Figura 29: Micrografias ópticas das seções transversais das diversas regiões de solda para velocidade de 400 RPM. a) Lado de avanço. b) Lado de retrocesso. c) Zona de mistura. d) Metal base.

Figura 30: Micrografias ópticas das seções transversais das diversas regiões de solda para velocidade de 550 RPM. a) Lado de avanço e interface com zona de mistura. b) Lado de avanço e interface com metal base. c) Lado de retrocesso. d) Zona de mistura. e) Metal base.

Figura 31: Micrografias ópticas das seções transversais das diversas regiões de solda para velocidade de 700 RPM. a) Lado de avanço e interface com metal base. b) Lado de avanço e interface com zona de mistura. c) Lado de retrocesso. d) Zona de mistura. e) Metal base

Por se tratar de juntas produzidas por fricção e mistura mecânica era esperado que fossem formadas três regiões características: a zona de mistura, a zona termomecanicamente afetada e a zona termicamente afetada. No entanto, como já foi mostrado na soldagem de outros aços austeníticos (JEON et al., 2013; YASUYUKI et al., 2011), puderam-se diferenciar nas Figuras 25 a 35 apenas as regiões da zona de mistura com a formação dos 'anéis de cebola', além do metal base.

Figura 32: Imagens de MEV das seções transversais das regiões de solda para velocidade de 250 RPM. a) Metal base no LA. b) Metal base no LR. c) Interface no LA. d) Interface no LR. e) Zona de mistura no LA. f) Zona de mistura no LR.

Figura 33: imagens de MEV das seções transversais das regiões de solda para velocidade de 400 RPM. a) Metal base no LA. b) Metal base no LR. c) Interface no LA. d) Interface no LR. e) Zona de mistura no LA. f) Zona de mistura no LR.

Figura 34: Imagens de MEV das seções transversais das regiões de solda para velocidade de 550 RPM.

a) Metal base no LA. b) Metal base no LR. c) Interface no LA. d) Interface no LR. e) Zona de mistura no LA. f) Zona de mistura no LR.

Figura 35: Imagens de MEV das seções transversais das regiões de solda para velocidade de 700 RPM. a) Metal base no LA. b) Metal base no LR. c) Interface no LA. d) Interface no LR. e) Zona de mistura no LA. f) Zona de mistura no LR.

As Figuras 36 a 39 mostram imagens de MEV dos 'anéis de cebola'. A formação destes anéis é clara para todas as rotações e seu tamanho tende a crescer com a rotação. A sua formação está relacionada ao material que circula seguindo a corrente de turbilhão (Modelo Cinético de Nunes (MERAN; KOVAN; ALPTEKIN, 2007; NUNES; SCHENEIDER, 2004)) e que devido à alta taxa de deformação e cisalhamento dos grãos forma uma massa de material de granulometria muito fina e que não tem tempo de recristalizar por ser a última parte do fluxo de material a se depositar na zona forjada (Modelo de Arbegast (MERAN; KOVAN; ALPTEKIN, 2007; ARBEGAST, 2003)). Portanto, o crescimento do 'anel de cebola' para rotações maiores indica que nestas condições o fluxo de material se torna turbulento em torno do pino devido a um excesso de plasticidade do material a elevadas taxas de deformação, causando uma zona de mistura menos uniforme (KALEMBA et al., 2009).

Figura 36: Imagens de MEV dos 'anéis de cebola' para a rotação de 250 RPM

Figura 37: Imagens de MEV dos 'anéis de cebola' para a rotação de 400 RPM.

Figura 38: Imagens de MEV dos 'anéis de cebola' para a rotação de 550 RPM.

Figura 39: Imagens de MEV dos 'anéis de cebola' para a rotação de 700 RPM.

Resumindo o efeito da variação da velocidade de rotação na microestrutura das juntas soldadas, verifica-se que ocorreu uma maior concentração do calor gerado para rotações mais elevadas. Isso resulta da formação inesperada de uma zona de mistura menos extensa devido à utilização de uma área menor de contato da junta com o ombro da ferramenta. Por outro lado, a diminuição da zona de mistura provocou o aumento da temperatura média de soldagem para rotações mais aceleradas. É esperado que, quanto maior a temperatura, mais rápida é a recristalização. Isso contribuiu para diminuir a resistência ao cisalhamento do material e o torque aplicado na ferramenta, justificando a redução do aporte térmico com o aumento da velocidade de rotação e contrariando as expectativas iniciais. Durante a deformação a temperaturas mais elevadas, o crescimento de grão acompanha a recristalização. Isso explica o aumento do tamanho de grão recristalizado para rotações mais elevadas da ferramenta, apesar do aporte térmico ter sido menor.

5.3 Propriedades Mecânicas

Os resultados dos ensaios de tração dos metais de base e das juntas soldadas estão apresentados nas figuras 40, 41, 42 e 43 e os principais resultados do ensaio estão listados na tabela 9. Com respeito ao comportamento mecânico dos metais de base utilizados, verifica-se que o material da chapa 2 apresenta uma maior resistência e um limite de escoamento mais elevado do que aquele da chapa 1.

Figura 40: Resultados do ensaio de tração para a velocidade de 250 RPM. a) Ensaio tensão x deformação. b) Imagem das amostras rompidas.

Figura 41: Resultados do ensaio de tração para a velocidade de 400 RPM. a) Ensaio tensão x deformação. b) Imagem das amostras rompidas.

Figura 42: Resultados do ensaio de tração para a velocidade de 550 RPM. a) Ensaio tensão x deformação. b) Imagem das amostras rompidas.

Figura 43: Resultados do ensaio de tração para a velocidade de 700 RPM. a) Ensaio tensão x deformação. b) Imagem das amostras rompidas.

Tabela 9: Resumo das propriedades mecânicas obtidas nos ensaios de tração

	Limite de Resistência à Tração (MPa)	Alongamento (%)	Tensão de escoamento (MPa)
Chapa 1	890	110	330
	930	120	330
Chapa 2	870	65	420
	1010	90	420
250 rpm	985	82	420
	1000	84	420
400 rpm	1020	90	400
	1035	92	400
550 rpm	822	59	400
	930	87	390
700 rpm	900	75	405
	910	75	405

As duas placas soldadas apresentaram uma pequena diferença de composição química, principalmente com respeito ao teor de Mn. Essa diferença leva à modificação da energia de falha de empilhamento (EFE) para cada material, ou seja, cada chapa acabará por ter um comportamento mecânico diferente devido a prevalecer um ou outro mecanismo de deformação. A Figura 44 mostra o efeito da composição química na energia de falha de empilhamento e no mecanismo de deformação das placas utilizadas na soldagem.

Figura 44: Energia de Falha de Empilhamento (SFE - 'Stacking Fault Energy') para as duas chapas soldadas e o mecanismo de deformação esperado para as mesmas

Fonte: Allain (2004) e Sato (1989)

Observa-se que pela curva a chapa 1 pode apresentar uma energia de falha de empilhamento (EFE) superior à da chapa 2. Conforme aumenta a EFE o mecanismo de deformação acaba por adquirir mais influência da maclação, ou seja, o efeito TWIP começa a se manifestar. A maclação nos aços austeníticos alto Mn favorece um maior alongamento a fratura e um menor limite de resistência a tração, em comparação com materiais que apresentem uma transformação martensítica por deformação mais intensa, como é o caso de um aço austenítico alto Mn com efeito TRIP. Embora um ou o outro mecanismo predomine dependendo da EFE, espera-se que tanto a transformação martensítica quanto a maclação atuem simultaneamente durante a deformação de ambas as chapas. Portanto, é esperado que a chapa 2 com menor EFE e uma maior tendência à formação de martensita apresente um menor alongamento a fratura e maiores limites de resistência à tração e de escoamento, fato que foi verificado nos ensaios de tração realizados.

Com respeito ao comportamento das juntas soldadas, observa-se primeiramente que o rompimento dos corpos de prova de todas as condições de soldagem ocorre nos metais de base, demonstrando a integridade e o benefício estrutural do processamento termomecânico na região dos cordões de solda. Para as rotações de 250 e 400 rpm, que foram realizadas sobre a chapa 2, houve similaridade entre as propriedades mecânicas nos corpos de prova nas regiões de solda e nos metais de base. Comparando-se os resultados, verifica-se ainda que a maior variabilidade das curvas tensão *versus* deformação da chapa 2 deve-se, provavelmente, à não homogeneidade da placa, que apresenta granulometria mais grosseira e pode conter inclusões. Já nas juntas de 550 e 700 rpm o alongamento a fratura e o limite de escoamento foram intermediários entre os dois metais de base, indicando uma ruptura no material de menor resistência mecânica.

A Tabela 10 lista as regiões de ruptura em cada ensaio das juntas soldadas. Nos corpos de prova produzidos a 250 e 400 rpm verifica-se a ruptura no metal de base próximo ao lado de avanço, que é a região que atinge as maiores temperaturas durante a soldagem e pode ter sofrido com uma fragilização devido à formação de carbonetos $(Fe,Mn)_3C$. Já nas juntas produzidas a 550 e 700 rpm a fratura ocorreu no lado de retrocesso. Para estas condições de soldagem, o lado de retrocesso coincidiu com a chapa 1, que é o material com menor tendência à formação de martensita por deformação e que apresenta a menor resistência mecânica.

Tabela 10: Resumo do lado de ruptura dos corpos de prova

Lado de Ruptura	
250 rpm – CP1	Lado de Avanço
250 rpm – CP2	Lado de Avanço
400 rpm – CP1	Lado de Avanço
400 rpm – CP2	Lado de Avanço
550 rpm – CP1	Lado de Retrocesso
550 rpm – CP2	Lado de Retrocesso
700 rpm – CP1	Lado de Retrocesso
700 rpm – CP2	Lado de Retrocesso

Os perfis de microdureza ao longo das seções transversais das juntas soldadas são apresentados nas Figuras 45, 46, 47 e 48.

Figura 45: Perfis de microdureza das linhas superiores e inferiores da junta soldada a 250 RPM. a) Linha superior. b) Linha inferior.

a)

b)

Figura 46: Perfis de microdureza das linhas superiores e inferiores da junta soldada a 400 RPM. a) Linha superior. b) Linha inferior.

a)

b)

Figura 47: Perfis de microdureza das linhas superiores e inferiores da junta soldada a 550 RPM. a) Linha superior. b) Linha inferior.

a)

b)

Figura 48: Perfis de microdureza das linhas superiores e inferiores da junta soldada a 700 RPM. a) Linha superior. b) Linha inferior.

A análise dos perfis de microdureza revela inicialmente que a diferença de aporte térmico alcançada com a variação da velocidade de rotação da ferramenta não altera significativamente os perfis de dureza ao longo das juntas soldadas. O refinamento de grão também não acarreta em um endurecimento do material na zona de mistura. Isso sugere que os metais de base, apesar de terem sido laminados a quente, podem ter sofrido certo encruamento no final de cada passe de laminação devido à queda de temperatura e os reaquecimentos não foram suficientes para eliminar completamente este encruamento. Além disso, a manutenção dos níveis de dureza confirma que não ocorre a formação de martensita por deformação nas zonas de mistura. Isso resulta do aumento da EFE com a temperatura, que elimina a transformação martensítica durante a mistura mecânica e o conseqüente endurecimento do material pós-soldagem.

6. CONCLUSÕES

Na presente dissertação, estudou-se o impacto da velocidade de rotação da ferramenta na soldagem por fricção e mistura mecânica de aços austeníticos alto Mn com efeito TRIP. Os resultados permitiram obter as seguintes conclusões:

- A soldagem com penetração total é atingida, se a área de contato da junta com o ombro da ferramenta é aumentada para velocidades menores de rotação da ferramenta.
- O aumento da área de contato com o ombro da ferramenta para rotações mais baixas causa um aumento do aporte térmico com a diminuição da velocidade de rotação.
- Como consequência de aportes térmicos mais elevados, a extensão da zona de mistura tende a aumentar com a redução da velocidade de rotação da ferramenta.
- Apesar de um aporte térmico menor, as maiores velocidades de rotação produziram as maiores temperaturas médias de soldagem devido à diminuição do volume da zona de mistura.
- A microestrutura do aço alto Mn com efeito TRIP caracteriza-se por ser totalmente austenítica com morfologia equiaxial e diâmetro médio de 150 μm .
- A microestrutura das juntas soldadas do aço austenítico com efeito TRIP caracteriza-se pela presença apenas da zona de mistura e do metal base, além da formação de 'anéis de cebola' na zona de mistura.
- A zona de mistura não mostra sinais de transformação martensítica induzida por deformação e sofre recristalização dinâmica para todas as velocidades de rotação investigadas com a formação de grãos refinados e com morfologia equiaxial..
- O tamanho médio de grão na zona de mistura cresceu com o aumento da rotação e foi sempre maior no lado de avanço, que atinge as maiores temperaturas.
- A formação dos 'anéis de cebola' ocorre para todas as rotações e seu tamanho tende a crescer com a rotação.

- Nos ensaios de tração das juntas soldadas, a ruptura sempre ocorreu nos metais de base. Isso demonstra que as propriedades mecânicas da zona de mistura foram superiores à do metal base e que a variação de aporte térmico alcançada com a velocidade de rotação da ferramenta não comprometeu a qualidade das juntas soldadas.
- O refinamento de grão promovido pela ocorrência de recristalização dinâmica não eleva a dureza na zona de mistura nas condições de soldagem investigadas.

REFERÊNCIAS

ABDOLLAH-ZADEH, A.; SAEID, T.; SAZGARI, B. Microstructural and mechanical properties of friction stir welded aluminum/copper lap joints. **Journal of Alloys and Compounds**, v.460, n.1/2, p.535-538, 2008.

AGÊNCIA NACIONAL DOS TRANSPORTES TERRESTRES. Disponível em:<<http://www.antt.gov.br/>>. Acesso em: 4 ago. 2013.

ALLAIN, S. et al. Correlations between the calculated stacking fault energy and the plasticity mechanisms in Fe–Mn–C alloys. **Materials Science and Engineering**, v.A 387/389, p.158-162, 2004.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **American Welding Society handbook**. 8th.ed. Materials Park: AWS, 1995. v.2.

ARBEGAST, W.J. Modeling friction stir joining as a metal working process. In: JIN, Z. et al. (Ed.). **Hot deformation of aluminum alloys III**. New York: Wiley, 2003.

ASSOCIAÇÃO NACIONAL DOS FABRICANTES DE VEÍCULOS AUTOMOTORES. **Anuário da indústria automobilística brasileira em 2013**. Disponível em:<<http://www.anfavea.com.br/anuario.html>>. Acesso em: 29 nov. 2013.

BHADESHIA ASSER, D.; CHEN, Z. **Friction stir welding**: from basics to applications. New York: CRC Press, 2010.

BHADESHIA, H.K.D.H.; DEBROY, T. Critical assessment: friction stir welding of steels. **Science and Technology of Welding and Joining**, v.14, n.3, p.193-196, 2009.

CHEN, Y.C.; NAKATA, K. Microstructural characterization and mechanical properties in friction stir welding of aluminum and titanium dissimilar alloys. **Materials and Design**, v.30, n.3, p.469-474, 2009.

CHUN, Y.S. et al. Role of ϵ martensite in tensile properties and hydrogen degradation of high-Mn steels. **Materials Science and Engineering: A**, v.533, p.87-95, Jan. 2012.

CHUNG, K. et al. Macro-performance evaluation of friction stir welded automotive tailor-welded blank sheets: part I - material properties. **International Journal of Solids and Structures**, v.47, n.7/8, p.1048-1062, 2010.

COELHO, D.M.S. **Efeito da temperatura de austenitização no processo de têmpera e partição**. 2008. Dissertação (Mestrado) – Pontifícia universidade Católica, Rio de Janeiro, 2008.

COELHO, R. **Joining of light-weight materials by friction stir welding and laser beam welding**. 2009. Tesis (PhD) - Ruhr-Universität Bochum, Germany, 2009.

COELHO, R.S. et al. Microstructure and residual stress formation in an AA6040 to AZ31B friction stir weld. **Advances in X-Ray Analyses**, v.52, p. 360-367, 2009.

COLEGROVE, P.A.; SHERCLIFF, H.R.; ZETTLER, R. Model for predicting heat generation and temperature in friction stir welding from the materials properties. **Science and Technology of Welding and Joining**, v.12, n.4, p.284-297, 2007. doi: 10.1179/174329307X197539.

COLLIGAN, K. Material flow behavior during friction stir welding of aluminum. **Welding Research Supplement**, Suppl., p.229s-237s, July 1999.

COMPANHIA AMBIENTAL DO ESTADO DE SÃO PAULO. **Emissões veiculares no estado de São Paulo em 2011**. Disponível em: <www.cetesp.sp.gov.br/ar/emissao_veicular>. Acesso em: 30 ago. 2012.

CORNETTE, D. et al. **High strength steels for automotive safety parts**. Warrendale: SAE, 2001. (Sae Technical Paper 2001-01-0078). doi:10.4271/2001-01-0078.

DIETER, G.E. **Mechanical metallurgy**. New York: McGraw-Hill, 1988.

DING, H. et al. Microstructures and mechanical properties of Fe-Mn-(Al Si) TRIP/TWIP steels. **Journal of Iron and Steel Research International**, v.13, n.6, p.66-70, 2006.

DING, H. et al. Formability of TRIP/TWIP steel containing manganese of 18.8%. **Journal of Iron and Steel Research International**, v.18, n.1, p.36-40, 2011a.

DING, H. et al. Strain hardening behavior of a TRIP/TWIP steel with 18.8% Mn. **Materials Science and Engineering A**, v.528, n.3, p.868-873, Jan. 2011b.

DMITRIEVA, O. et al. Chemical gradients across phase boundaries between martensite and austenite in steel studied by atom probe tomography and simulation. **Acta Materialia**, v.59, n.1, p.364-374, Jan. 2011.

DUMAY, A. et al. Influence of addition elements on the stacking-fault energy and mechanical properties of an austenitic Fe-Mn-C steel. **Materials Science and Engineering A**, v.483/484, n.1/2 C, p.184-187, 2008.

GERLICH, A. et al. Material flow and intermixing during dissimilar friction stir welding. **Science and Technology of Welding and Joining**, v.13, n.3, p.254-264, 2008.

GRÄSSEL, O. et al. High strength Fe-Mn-(Al, Si) TRIP/TWIP steels development – properties – application. **International journal of Plasticity**, v.16, n.10, p.1391-1409, 2000.

HOVANSKI, Y.; SANTELLA, M.L.; GRANT, G.J. Friction stir spot welding of hot-stamped boron steel. **Scripta Materialia**, v.57, n.9, p.873-876, 2007.

HWANG, S.W.; JI, J.H.; KYUNG, T.P. Effects of Al addition on high strain rate deformation of fully austenitic high Mn steels. **Materials Science and Engineering A**, v.528, p.7267-7275, 2011.

INTERNATIONAL ENERGY AGENCY. **Co2 Emissions from fuel combustion highlights**. France: IEA, 2012. Disponível em: <<http://www.iea.org/co2highlights/co2highlights.pdf>>. Acesso em: 25 ago. 2013.

JAFARZADEGAN, M. et al. Microstructural characterization in dissimilar friction stir welding between 304 stainless steel and st37 steel. **Materials Characterization**, v.74, p.28-41, Dec. 2012.

JAFARZADEGAN, M. et al. Microstructure and mechanical properties of a dissimilar friction stir weld between austenitic stainless steel and low carbon steel. **Journal of Materials Science & Technology**, v.29, n.4, p.367-372, Apr. 2013.

JEON, J. et al. Friction stir spot welding of single-crystal austenitic stainless steel. **Acta Materialia**, v.59, n.20, p.7439-7449, 2011.

JEON, J. et al. Anisotropy of structural response of single crystal austenitic stainless steel to friction stir welding. **Acta Materialia**, v.61, n.9, p.3465-3472, May 2013.

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

KALEMBA, I. et al. Microstructure evolution in friction stir welded aluminium alloys. **Arquivos of Metallurgy and Materials**, v.54, n.1, p.75-82, 2009.

KIM, D. et al. Macro-performance evaluation of friction stir welded automotive tailor-welded blank sheets: part II – formability. **International Journal of Solids and Structures**, v.47, n.7/8, p.1063-1081, 2010.

LOB, A.; SENK, D.; GEIMER, S. Melting and solidification in the system Fe-Mn-C. **Materials Science Forum**, v.638-642, p.3117-3122, Jan. 2010.

LOHWASSER, D.; CHEN, Z. **Friction stir welding**: from basics to applications. Oxford: CRC Press, 2010. (Series in Welding and Other Joining Technologies, Series Woodhead Publishing in Materials).

LÜCKEN, H. et al. Modern steel design – high strength steel plates for commercial vehicles. In: CONFERENCE STEELS IN CARS AND TRUCKS, 2., 2008, Wiesbaden. **Proceedings...** Dusseldorf: Stahleisen GmbH, 2008.

MACHADO, I.G. **Soldagem e técnicas conexas**: processos. Porto Alegre: LS&TC; UFRGS, 1996.

MAHONEY, M. et al. Friction stir welding of ferrous alloys: current status. **Materials Science Forum**, v.638-642, p.41-46, Jan. 2010.

MARQUES, P.V.; MODENESI, P.J.; BRACARENSE, A.Q. **Soldagem** – fundamentos e tecnologia. Belo Horizonte: Ed.UFMG, 2007.

MARQUES, P.V.; MODENESI, P.J.; BRACARENSE, A.Q. **Soldagem**: fundamentos e tecnologia. 3.ed. Belo Horizonte: Ed.UFMG, 2009.

MAZZAFERRO, C.C.P. **Soldagem a ponto por fricção e mistura mecânica de um aço TRIP 800**: processo, microestrutura e propriedades. 2008. Tese (Doutorado) – Universidade Federal do rio Grande do Sul, Florianópolis, 2008.

MERAN, C.; KOVAN, V. Microstructures and mechanical properties of friction stir welded dissimilar copper/brass joints. **Materialwissenschaft und Werkstofftechnik**, v.39, n.8, p.521-530, 2008.

MERAN, C.; KOVAN, V.; ALPTEKIN, A. **Friction stir welding of AISI 304 austenitic stainless steel**, **Materialwissenschaft und Werkstofftechnik**, Mat.-wiss. u. **Werkstofftech.** Berlin: WILEY-VCH Verlag, 2007.

MESSLER JR., R.W. **Principles of welding** – processes, physics, chemistry and metallurgy. New York: Wiley – VHC, 2004.

MI, Z.-L. et al. Effects of annealing temperature on the microstructure and properties of the 25Mn-3Si-3Al TWIP steel. **International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials**, v.16, n.2, p.154-158, 2009.

MINISTÉRIO DOS TRANSPORTES. Disponível em: <<http://www.transportes.gov.br>>. Acesso em: 20 jul. 2013.

MISHRA, R.S.; MAHONEY, M.W. **Friction stir welding and processing**. Materials Park: ASM International®, 2007.

MIYANO, Y. et al. Mechanical properties of friction stir butt welds of high nitrogen-containing austenitic stainless steel. **Materials Science and Engineering: A**, v.528, n.6, p.2917-2921, Mar. 2011.

MODENESI, P.J. **Soldabilidade de algumas ligas metálicas**. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais. Disponível em: <<http://www.ebah.com.br/content/ABAAAAXhUAK/soldabilidade-algumas-ligas-metalicas>>. Acesso em: 18 jul. 2013.

NIGRI, E. **Estudo exploratório da soldagem por fricção e mistura mecânica de um aço TRIP 800**. 2008. Dissertação (Mestrado) – Pontifícia Universidade Católica, Rio de Janeiro, 2008.

NUNES JR., A.C. Wiping metal transfer in friction stir welding. In: TMS ANNUAL MEETING AUTOMOTIVE ALLOYS AND JOINING ALUMINUM SYMPOSIUM, 2001, Warrendale. **Proceedings...** Warrendale: TMS, 2001. p.235–248.

OLSEN, E. **Friction stir welding of high-strength automotive steel**. 2007. Dissertation (Master Thesis) - Brigham Young University, Brigham, 2007.

PADILHA, A.F.; FULVIO JR., S. **Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura**. São Paulo: ABM, 2005.

PANNONI, F.D. **Aços estruturais**. 2001. Disponível em:<www.acominas.com.br/upload/produtos/perfis/caracteristicatecnica/pf/artigostecnico/s/geral_1.pdf>. Acesso em: 2 maio 2012.

PETERS, G. et al. China's growing CO2 emissions - a race between Increasing consumption and efficiency gains. **Environmental Science & Technology**, v.41,n.17, p.5939-5944, 2007.

PIRES, I. et al. Fume emissions during gas metal arc welding. **Toxicological & Environmental Chemistry**, v.88, n.3, p.385-394, 2006.

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

POZUELO, M. et al. Enhanced mechanical properties of a novel high-nitrogen Cr-Mn-Ni-Si austenitic stainless steel via TWIP/TRIP effects. **Metallurgical and Materials Transactions A: physical metallurgy and materials science**, v.40, n.8, p.1826-1834, 2009.

QIAN; Y.U. et al. The Nanostructured origin of deformation twinning. **Nano Letters**, v.12, n.2, p.887-892, 2012.

RAABE, D. et al. **Steel – ab-initio**: quantum-mechanics guided design of new Fe-based materials. Dusseldorf: Max-Planck Institut für Eisenforschung; GmbH, 2008. (Scientific Report 2007/2008).

SANDERS, J.R.; SCHNEIDER, J.A.; NUNES JR., A.C. Tracing material flow paths in friction stir welds. In: CONFERENCE AND EXHIBITION , 2005, Pittsburgh. **Proceedings...** Materials Park: ASM International, 2005. P.1655-1663.

SANTANA, A.L. **Manganês**. Disponível em:<<http://www.dnpm.gov.br/assets/galeriaDocumento/SumarioMineral2008/manganes.pdf>>. Acesso em: 17 dez. 2013.

SATO, A., SOMA, K., MORI, T. Hardening due to pre-existing e-Martensite in an Fe-30Mn-1 Si alloy single crystal. **Acta Metallurgica**, v.30, n.10, p.1901-1907, 1982.

SATO, K. et al. Effects of Deformation Induced Phase Transformation and Twinning on the Mechanical Properties of Austenitic Fe–Mn–Al Alloys. **ISIJ International**, v.29, n.10, p.868-877, 1989.

SCHNEIDER, J.A.; NUNES JR., A.C. Characterization of plastic flow and resulting microtextures in a friction stir weld. **Metallurgical and Materials Transactions B**, v.35, n.4, p.777-783, Aug. 2004.

SCOTT, C. et al. The Development of a new Fe-Mn-C austenitic steel for automotive applications. **Materials Science and Technology**, v.2, p.127-138, 2005.

SMITH, C.B. et al. Friction stir welding stirs up welding process competition. **Forming & Fabricating**, v.10, n.2, p.26-31, Oct. 2003.

SONG, R. et al. Microstructure and crystallographic texture of an ultrafine grained C–Mn steel and their evolution during warm deformation and annealing, **Acta Materialia**, v.53, n.3, p.845-858, Feb. 2005.

SPINDOLA, M.O.; GONZALEZ, B.M.; SANTOS, D.B. Modelo físico da deformação e encruamento do aço TWIP com alto teor de manganês e baixo carbono. **Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração**, v.6, n.4, p.252-256, abr./jun. 2010.

TURTELTAUB, S.; SUIKER, A.S.J. Transformation-induced plasticity in ferrous alloys. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, v.53, n.8, p.1747-1744, Aug. 2005.

VILL, V.I. Friction welding of materials. New York: American Welding Society, 1968.

WANG, W. et al. The Study on the threshold strain of microvoid formation in TRIP steels during tensile deformation. **Materials Science and Engineering: A**, v.546, p.272-278, 2012.

WIETBROCK, B. et al. Effect of temperature, strain rate, manganese and carbon content on flow behavior of three ternary Fe-Mn-C (Fe-Mn23-C0.3, Fe-Mn23-C0.6, Fe-Mn28-C0.3) high manganese steels. Germany: Institute of Metal Forming; RWTH Aachen University, 2010.

WIETBROCK, B. et al. Homogenization strategy and material characterization of high-manganese TRIP and TWIP steels. **Materials Science Forum**, v.638-638, p.3134-3139, Jan. 2010.

ZADPOOR, A.A. et al. Mechanical properties and microstructure of friction stir welded tailor-made blanks. **Materials Science and Engineering A**, v.494, n.1/2, p.281-290, 2008.