UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS

BRIANDA RANGEL FRANCISCO

**“Estudo da união por fricção e mistura mecânica entre aço austenítico alto Mn
com efeito TRIP e aço automotivo ARBL”**

São Carlos

2013

BRIANDA RANGEL FRANCISCO

“Estudo da união por fricção e mistura mecânica entre aço austenítico alto Mn com efeito TRIP e aço automotivo ARBL”

Versão corrigida

(Original na Unidade)

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

Área de concentração: Desenvolvimento, Caracterização e Aplicação de Materiais

Orientador: Haroldo Cavalcanti Pinto

São Carlos

2013

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

F818e Francisco,
Estudo da união por fricção e mistura mecânica
entre aço austenítico alto Mn com efeito TRIP e aço
automotivo ARBL / Francisco; orientador Haroldo
Cavalcanti Pinto. São Carlos, 2013.

Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós-Graduação
Interunidades em Ciências e Engenharia de Materiais e
Área de Concentração em Desenvolvimento Caracterização
e Aplicação de Materiais -- Escola de Engenharia de São
Carlos; Instituto de Física de São Carlos; Instituto de
Química de São Carlos, da Universidade de São Paulo,
2013.

1. Solda por fricção e mistura mecânica. 2. TRIP.
3. ARBL. 4. Aço austenítico alto Mn com efeito TRIP. I.
Título.

FOLHA DE JULGAMENTO

Candidata: Engenheira **BRIANDA RANGEL FRANCISCO**.

Título da dissertação: "Estudo da união por fricção e mistura mecânica entre aço austenítico alto Mn com efeito TRIP e aço automotivo ARBL".

Data da defesa: 06/03/2014

Comissão Julgadora:

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

Dr. **Antonio Jose Ramirez Londono**
(LNNano - Campinas)

Prof. Associado **Marcelo Falcão de Oliveira**
(Escola de Engenharia de São Carlos;EESC)

Coordenador do Programa de Pós-Graduação em Ciências e Engenharia de Materiais:
Prof. Titular **Waldek Wladimir Bose Filho**

Presidente da Comissão de Pós-Graduação:
Prof. Titular **Denis Vinicius Coury**

Resultado:

APROVADA

Aprovada

Aprovada

DEDICATÓRIA

Ao meu pai, pelo apoio, carinho e paciência que teve durante todo o período de elaboração e execução deste trabalho e a minha mãe que apesar de não estar mais ao meu lado pode ficar orgulhosa do meu esforço.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus por me dar a vida e força para correr atrás dos meus objetivos.

Ao Professor Orientador Doutor Haroldo Cavalcanti Pinto por todo seu apoio, confiança, paciência e compreensão durante todo o desenvolvimento deste trabalho.

Ao Dr. Antonio Jose Ramirez Londono do Laboratório Nacional de Nanotecnologia, que nos disponibilizou toda a infra-estrutura para soldagem por fricção e mistura mecânica de acos e toda sua equipe técnica para a realização dos ensaios.

Ao Eng. Victor Ferrinho Pereira do Laboratório Nacional de Nanotecnologia, que nos apoiou na realização dos ensaios de soldagem por fricção e mistura mecânica.

Ao Professor Omar Maluf da Faculdade de Tecnologia de Sertãozinho por todo o seu apoio na etapa de fundição dos acos austeníticos alto Mn com efeito TRIP e durante a execução deste trabalho.

A Empresa Hidraupen por me apoiar em ampliar meus estudos.

Aos meus pais, que me criaram me mostrando que devemos sempre lutar pelos nossos sonhos e objetivos e nunca desistir perante as dificuldades.

Ao meu colega e colaborador Ricardo Henrique Buzolin, aluno de Iniciação Científica que deu o seu apoio sempre que necessário.

Ao Eng. Emmanoel Borba Faria Lima, Gerente Comercial da empresa ThyssenKrupp Aceros y Servicios, que nos doou as chapas do aco ARBL microligado do tipo XABO 500 para realização dos ensaios de soldagem por fricção e mistura mecânica.

Aos funcionários do Departamento de Ciência e Engenharia dos Materiais da EESC pela paciência e colaboração sempre que precisei.

A todos os colegas do departamento que contribuíram e me apoiaram durante todo o período de desenvolvimento deste trabalho.

A toda minha família que sempre acreditou em mim e me mostrou que eu era capaz.

E por fim, a todos os meus amigos que acompanharam meu caminho até aqui.

Resumo

FRANCISCO, B.R. *Estudo da união por fricção e mistura mecânica entre aço austenítico alto Mn com efeito TRIP e aço automotivo ARBL*. 66p. Dissertação de Mestrado – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2013.

A crescente escassez dos recursos energéticos renováveis, bem como o contínuo aumento dos seus custos tem requerido nas últimas décadas uma redução drástica no consumo de energia utilizada para o transporte de cargas e passageiros. A indústria siderúrgica pode contribuir decisivamente neste contexto, disponibilizando no mercado aços de maior resistência mecânica, os quais podem ser utilizados em estruturas mais esbeltas. Os aços com elevados teores de Mn (15-30%) representam um desenvolvimento muito recente de ligas ferrosas puramente austeníticas, que reúnem resistência mecânica elevada e grande ductilidade. Além disso, trata-se de ligas de baixo custo devido à eliminação dos elevados teores de Ni necessários para a estabilização da austenita e ao reduzido tempo de processamento, que dispensa tratamentos térmicos e processamentos termomecânicos controlados. Por outro lado, a redução de peso estrutural no setor automobilístico requer não somente a pesquisa de novos aços, mas também a utilização de componentes híbridos, resultantes, entre outros, da união dos aços austeníticos alto Mn com aços comerciais estruturais de alta resistência e baixa liga (ARBL).

Nesta dissertação, estudou-se, portanto, a soldabilidade pelo processo de fricção e mistura mecânica (SFMM) de aço austenítico alto Mn com efeito TRIP (plasticidade induzida por transformação martensítica) com aço ARBL processado termomecanicamente tipo XABO500 (ThyssenKrupp Steel, limite de escoamento > 460 MPa). As placas de aço TRIP foram fabricadas na EESC-USP com composição Fe-22.5% Mn-0.4% C através de fundição sob atmosfera protetora de argônio, tratamento térmico de homogeneização e laminação a quente a 1150°C. As juntas dissimilares TRIP-ARBL foram produzidas com chapas de 3.5 mm de espessura. Os ensaios de soldagem SFMM foram conduzidos com ferramenta de composto PCBN-WRe. O aporte térmico de soldagem foi variado através do uso de três velocidades de rotação da ferramenta: 300, 400 e 500 rpm, e o avanço foi de 100 mm/min. Dois deslocamentos (offsets) da ferramenta foram investigados: +1.0 e +2.0 mm em direção ao aço TRIP.

Os resultados revelaram um acabamento superficial satisfatório das juntas soldadas com 300 e 400 rpm. A penetração de soldagem aumentou com a velocidade de rotação da ferramenta e com um maior deslocamento da ferramenta em direção ao aço TRIP devido ao crescimento do aporte térmico. A SFMM produziu em ambos os lados das juntas dissimilares uma microestrutura caracterizada apenas por zona de mistura (ZM) e zona termicamente afetada (ZTA), não sendo observada a formação de zonas termomecanicamente afetadas (ZTMA). Na ZM do aço ARBL, a SFMM produziu uma microestrutura polifásica, contendo misturas de ferrita acicular, bainita e martensita. O lado TRIP da ZM não exibiu sinais de transformação martensítica induzida por deformação e sofreu recristalização dinâmica com a formação de uma austenita refinada em comparação com o metal de base. A junta produzida com menor aporte térmico (300 RPM e Offset +1) apresentou os maiores picos de dureza na ZM do aço TRIP devido à maior taxa de resfriamento e, conseqüentemente, a microestrutura mais fina. Apesar dos maiores picos de dureza, a junta produzida com 300 RPM e Offset +1 apresentou o melhor desempenho no ensaio de tração, atingindo o maior percentual de alongamento a fratura e rompendo no metal de base ARBL. Isso se deve provavelmente à formação de ferrita acicular mais fina na ZM do aço ARBL com microestrutura entrelaçada e de maior tenacidade, se comparado com o metal de base ARBL.

Palavras – chave: Aços, TRIP, ARBL, Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica, Microestrutura, Propriedades Mecânicas.

Abstract

FRANCISCO, B.R. *Study union friction and mechanical mixing between austenitic high Mn TRIP effect and automotive steel HSLA*. 66p. Dissertação de Mestrado– Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2013.

The increasing scarcity of renewable energy resources and their continuously rising costs have required in the last decades a drastic reduction in the energy consumption for the transportation of goods and passengers. The steel industry can decisively contribute in this context by providing the market with steel grades of increased mechanical strength, which can be incorporated into light-weight structures. Steels with high Mn contents (15-30%) represent a recent development of austenitic ferrous alloys that combine elevated mechanical strength with high ductility. In addition, those steel grades correspond to low cost alloys due to the replacement of the high Ni contents necessary to stabilize the austenite as well as the reduced manufacturing time that does not involve subsequent heat treatments or controlled thermo-mechanical processing. On the other hand, the reduction of structural weight in the automotive sector does not only require the research on novel steels, but also the use of hybrid components that result among others from joining austenitic high-Mn steels to commercial structural high-strength low-alloyed (HSLA) steel grades.

In this work, we studied therefore the friction stir weldability of an austenitic high-Mn steel with TRIP (transformation induced plasticity) effect to the thermomechanically processed HSLA XABO500 steel grade (ThyssenKrupp Steel, yield strength > 460 MPa). High-Mn TRIP steel plates were produced at the EESC-USP with the chemical composition of Fe-22.5% Mn-0.4% C by casting under protective argon atmosphere, followed by homogenization treatment and hot rolling at 1150°C. The dissimilar TRIP-HSLA joints were produced using 3.5 mm thick plates. The friction stir welding (FSW) experiments were carried out with a tool made of a PCBN-WRe composite. The heat input was varied by using three tool rotational speeds: 300, 400 and 500 rpm. The welding speed was set to 100 mm/min. Two different tool offsets were investigated: +1.0 and +2.0 mm towards the high-Mn TRIP steel.

The results revealed that a satisfactory surface finishing is achieved for the butt-joints produced with 300 and 400 rpm. The welding penetration increased for higher tool rotational speeds and larger tool offsets towards the TRIP steel because of an

increased heat input. FSW produced at both sides of the dissimilar joints a microstructure characterized by only stir zone (SZ) and heat-affected zone (HAZ). Thermo-mechanical affected zones (TMAZ) could not be observed. In the SZ of the HSLA steel, FSW produced a multiphase microstructure that contains a mixture of acicular ferrite, bainite and martensite. The TRIP side of the SZ did not exhibit traces of strain induced martensitic transformation and underwent dynamic recrystallization with the formation of a fine-grained austenite in comparison to the base material. The butt-joint produced with the lowest heat input (300 RPM and Offset +1) developed the highest hardness peaks in the SZ of the TRIP steel because of the increased cooling rate and, consequently, the more refined microstructure. In spite of the hardest zones, the butt-joint produced with 300 RPM and offset +1 achieved the best performance in the tensile tests by reaching the largest elongation to fracture and having the failure in the HSLA base material. This is likely promoted by the formation of a more refined acicular ferrite in the SZ of the HSLA steel with interpenetrated microstructure and enhanced toughness in comparison to the HSLA base material.

Keyword: Steels, TRIP, HSLA, Friction Stir Welding, Microstructure, Mechanical Properties.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Crescimento do uso de aços de alta resistência (AR) nos veículos da FIAT.	1
Figura 2: Evolução dos aços estampáveis de alta resistência mecânica.	2
Figura 3: Caracterização das chapas ARBL antes de serem usinadas, estrutura Ferrítica-Perlítica.	5
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 austeníticos gama e bifásico gama + M_3C (M=Fe ou Mn) 9973R, (b) influência de outros elementos de liga na EFE da liga Fe-Mn – 22%, C – 0,6%.....	7
Figura 5: Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica.	8
Figura 6: Diferentes ferramentas para soldagem por fricção e mistura mecânica ...	9
Figura 7: Visão geral de uma SFMM, progressão da solda e ferramenta.	10
Figura 8: Regiões microestruturais de um material soldado por SFMM.	12
Figura 9: (a) Vazamento das corridas, (b) bloco TRIP fundido.....	15
Figura 10: Forno da SMM-EESC-USP utilizado no tratamento térmico dos blocos TRIP.	16
Figura 11: (a) Forno utilizado para o aquecimento das chapas TRIP com alto Mn no processo de laminação a quente; (b) Laminadora piloto da SMM utilizada na conformação das chapas utilizadas na SFMM.	17
Figura 12: Chapas de aço TRIP alto Mn, após laminação e usinagem.	17
Figura 13: Soldagem das chapas TRIP/ARBL com 300rpm, OFFSET +1 superior e OFFSET +2 inferior.	18
Figura 14: Soldagem das chapas TRIP/ARBL, a esquerda com 400rpm OFFSET +1 inferior e OFFSET +2 superior; a direita com 500rpm OFFSET +1 inferior e OFFSET +2 superior.....	18

Figura 15: (a) Equipamento de Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica do LNLS; (b) Soldagem de juntas similares para teste e calibração do equipamento.....	18
Figura 16: Ferramenta de PCBN para a soldagem por fricção e mistura mecânica produzida pela MegaStir.....	19
Figura 17: Posição do pino da ferramenta: (a) Offset +1; (b) Offset +2.....	20
Figura 18: Microscópio ótico com câmera fotográfica integrada com aumento de até 1000x.	21
Figura 19: À esquerda, cortadora metalográfica AROCOR 60 VA; À direita, multicorte AROTEC.	22
Figura 20: À esquerda, embutidora AROTEC Pre-30s e à direita, baquelite utilizado para o embutimento.	22
Figura 21: Politriz modelo Metaserv C 20012.	23
Figura 22: Amostras após ataque químico, preparadas para ensaio metalográfico: (a) a esquerda amostra de 300rpm OFFSET +2; (b) a direita 500rpm OFFSET +2.	24
Figura 23: Ensaio de Microdureza no metal de base da amostra soldada.....	25
Figura 24: Ensaio de Microdureza na ZM em amostra OFFSET +1.	25
Figura 25: Esquema de uma máquina de Ensaio de Tração.....	26
Figura 26: Dimensões do corpo de prova de tração.	26
Figura 27: Corpos de prova após ensaio de tração de chapas soldadas com 300rpm OFFSET +1.	27
Figura 28: Representação esquemática de um microscópio eletrônico de varredura (MEV) mostrando os principais componentes	28
Figura 29: MEV: (a) Lóbulo superior 500rpm OFFSET +1; (b) Lóbulo Inferior 300rpm OFFSET +2	29
Figura 30: Classificação dos aços TRIP obtidos: (a) Aço utilizado na junta de 300rpm; (b) aço utilizado na junta de 400rpm; (c) aço utilizado na junta de 500rpm.....	31

Figura 31: Perfis de análise qualitativa na amostra que não sofreu tratamento térmico.	32
Figura 32: Perfis de análise qualitativa na amostra que sofreu tratamento térmico a 1050°C durante 36 horas.	33
Figura 33: Perfis de análise qualitativa na amostra que sofreu tratamento térmico a 1050°C durante 48 horas.	33
Figura 34: Foto feita durante a soldagem dos conjuntos estudados neste trabalho..	34
Figura 35: Gráfico de penetração da ferramenta em relação ao aporte térmico	37
Figura 36: Micrografia: (a) aço com efeito TRIP; (b) aço ARBL P-perlita; α F-ferrita.	39
Figura 37: Micrografia mostrando os lóbulos (B) superior; (A) inferior dentro da ZM.	39
Figura 38: Modelo de ataque seletivo em aços com microestrutura polifásica.....	40
Figura 39: Lóbulo Superior: ZM no aço ARBL para 300rpm OFFSET +1: (a) MO; (b) MEV	40
Figura 40: Lóbulo Superior: ZM no aço ARBL para 400rpm OFFSET +1: (a) MO; (b) MEV	41
Figura 41: Lóbulo Superior: ZM no aço ARBL para 500rpm OFFSET +1: (a) MO; (b) MEV	41
Figura 42: Lóbulo Inferior: ZM no aço ARBL para 300rpm OFFSET +1: (a) MO; (b) MEV	42
Figura 43: Lóbulo Inferior: ZM no aço ARBL para 400rpm OFFSET +1: (a) MO; (b) MEV	42
Figura 44: Lóbulo Inferior: ZM no aço ARBL para 500rpm OFFSET +1: (a) MO; (b) MEV	42

Figura 45: Micrografias Óptica do Lóbulo Superior: ZM no aço com efeito TRIP para 300rpm OFFSET +1	43
Figura 46: Micrografias Óptica do Lóbulo Superior: ZM no aço com efeito TRIP para 400rpm OFFSET +1	43
Figura 47: Micrografias Óptica do Lóbulo Superior: ZM no aço com efeito TRIP para 500rpm OFFSET +1	43
Figura 48: Micrografias Óptica do Lóbulo Inferior: ZM no aço com efeito TRIP para 300rpm OFFSET +1	44
Figura 49: Micrografias Óptica do Lóbulo Inferior: ZM no aço com efeito TRIP para 400rpm OFFSET +1	44
Figura 50: Micrografias Óptica do Lóbulo Inferior: ZM no aço com efeito TRIP para 500rpm OFFSET +1	44
Figura 51: Lóbulo Superior: ZM no aço ARBL para 300rpm OFFSET +2: (a) MO; (b) MEV	45
Figura 52: Lóbulo Superior: ZM no aço ARBL para 400rpm OFFSET +2: (a) MO; (b) MEV	45
Figura 53: Lóbulo Superior: ZM no aço ARBL para 500rpm OFFSET +2: (a) MO; (b) MEV	45
Figura 54: Lóbulo Inferior: ZM no aço ARBL para 300rpm OFFSET +2: (a) MO; (b) MEV	46
Figura 55: Lóbulo Inferior: ZM no aço ARBL para 400rpm OFFSET +2: (a) MO; (b) MEV	46
Figura 56: Lóbulo Inferior: ZM no aço ARBL para 500rpm OFFSET +1: (a) MO; (b) MEV	46
Figura 57: Micrografias Óptica do Lóbulo Superior: ZM no aço com efeito TRIP para 300rpm OFFSET +2	47

Figura 58: Micrografias Óptica do Lóbulo Superior: ZM no aço com efeito TRIP para 400rpm OFFSET +2	47
Figura 59: Micrografias Óptica do Lóbulo Superior: ZM no aço com efeito TRIP para 500rpm OFFSET +2	47
Figura 60: Micrografias Óptica do Lóbulo Inferior: ZM no aço com efeito TRIP para 300rpm OFFSET +2	48
Figura 61: Micrografias Óptica do Lóbulo Inferior: ZM no aço com efeito TRIP para 400rpm OFFSET +2	48
Figura 62: Micrografias Óptica do Lóbulo Inferior: ZM no aço com efeito TRIP para 500rpm OFFSET +2	48
Figura 63: Perfil de Microdureza do lóbulo superior para o OFFSET +1: velocidade de rotação 300rpm	49
Figura 64: Perfil de Microdureza do lóbulo superior para o OFFSET +1: velocidade de rotação 400rpm	49
Figura 65: Perfil de Microdureza do lóbulo superior para o OFFSET +1: velocidade de rotação 500rpm	50
Figura 66: Perfil de Microdureza do lóbulo inferior para o OFFSET +1: velocidade de rotação 300rpm	50
Figura 67: Perfil de Microdureza do lóbulo inferior para o OFFSET +1: velocidade de rotação 400rpm	51
Figura 68: Perfil de Microdureza do lóbulo inferior para o OFFSET +1: velocidade de rotação 500rpm	51
Figura 69: Perfil de Microdureza do lóbulo superior para o OFFSET +2: velocidade de rotação 300rpm	52
Figura 70: Perfil de Microdureza do lóbulo superior para o OFFSET +2: velocidade de rotação 400rpm	52

Figura 71: Perfil de Microdureza do lóbulo superior para o OFFSET +2: velocidade de rotação 500rpm	52
Figura 72: Perfil de Microdureza do lóbulo inferior para o OFFSET +2: velocidade de rotação 300rpm	53
Figura 73: Perfil de Microdureza do lóbulo inferior para o OFFSET +2: velocidade de rotação 400rpm	53
Figura 74: Perfil de Microdureza do lóbulo inferior para o OFFSET +2: velocidade de rotação 500rpm	54
Figura 75: Micrografia óptica dos lóbulos da ZM. O constituinte branco é o aço ARBL e o escuro é o aço TRIP.	54
Figura 76: Curvas de tensão deformação dos materiais de base.	55
Figura 77: Ensaio de tração da solda com velocidade de rotação de 300rpm: (a) corpos de prova 1 e 2 da solda feita com OFFSET +1; (b) corpos de prova 1 e 2 da solda feita com OFFSET +2.....	55
Figura 78: Ensaio de tração da solda com velocidade de rotação de 400rpm: (a) corpos de prova 1 e 2 da solda feita com OFFSET +1; (b) corpos de prova 1 e 2 da solda feita com OFFSET +2.....	56
Figura 79: Ensaio de tração da solda com velocidade de rotação de 500rpm: (a) corpos de prova 1 e 2 da solda feita com OFFSET +1; (b) corpos de prova 1 e 2 da solda feita com OFFSET +2.....	56
Figura 80: Ensaio de tração da solda com velocidade de rotação de 300rpm: (a) gráfico dos ensaios de tração; (b) tabela com os valores referentes a cada corpo de prova..	57
Figura 81: Ensaio de tração da solda com velocidade de rotação de 400rpm: (a) gráfico dos ensaios de tração; (b) tabela com os valores referentes a cada corpo de prova..	58

Figura 82: Ensaio de tração da solda com velocidade de rotação de 300rpm: (a) gráfico dos ensaios de tração; (b) tabela com os valores referentes a cada corpo de prova ..

..... 59

Figura 83: Gráfico do Ensaio de Tração: Tensão (MPa) x Alongamento (%) dos corpos de prova de cada solda realizada. 59

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Principais benefícios da Solda por Fricção e Mistura Mecânica.....	13
Tabela 2: Composição dos materiais das juntas dissimilares.....	14
Tabela 3: Composição e peso da carga metálica TRIP.	29
Tabela 4: Composição do pó de ferro técnico ALP (lote 881413).....	30
Tabela 5: Composição Química do aço com efeito TRIP utilizado na soldagem da junta feita com velocidade de rotação da ferramenta de 300rpm.	30
Tabela 6: Composição Química do aço com efeito TRIP utilizado na soldagem da junta feita com velocidade de rotação da ferramenta de 400rpm.	31
Tabela 7: Composição Química do aço com efeito TRIP utilizado na soldagem da junta feita com velocidade de rotação da ferramenta de 500rpm.	31
Tabela 8: Aporte Térmico e Torque da ferramenta para as juntas soldadas	36
Tabela 9: Torque e Aporte Térmico médio para as juntas soldadas.....	36
Tabela 10: Seção transversal das juntas soldadas mostrando a divisão entre a zona de mistura, os metais de base ARBL e aço alto Mn com efeito TRIP e o comprimento de cada zona de mistura.....	37

LISTA DE NOTAÇÕES

γ	Fase austenítica
ε	Martensita Epsilon
ULSAB	Ultra Light Steel Auto Body
ARBL	Alta Resistência e Baixa Liga
HSLA	Hight Strength Low Alloyed
TRIP	Transformation Induced Plasticity
SFMM	Solda por Fricção e Mistura Mecânica
FSW	Friction Stir Welding
PCBN	Nitreto de Boro Cúbico Policristalino
ZM	Zona de Mistura
ZTA	Zona Termicamente Afetada
ZTMA	Zona Termomecanicamente Afetada
AWS	American Welding Society
ASTM	American Society for Testing and Materials
UFMG	Universidade Federal de Minas Gerais
SFE	Stackin Fault Energy
EESC – USP	Escola de Engenharia de São Carlos – Universidade de São Paulo
Tliq	Temperatura Liquidus
TTI	Transformation Technologies Inc.
LNLS	Laboratório Nacional de Luz Síncroton
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
MO	Microscópio Ótico
EDX	Enegy Dispersive X-ray spectroscopy

SUMÁRIO

1 – INTRODUÇÃO	1
2 – OBJETIVO	4
3 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	4
3.1 – Aços ARBL	4
3.2 – Efeito TRIP.....	6
3.3 – Aços TRIP	6
3.4 – Soldagem por fricção e mistura mecânica.....	8
4 – MATERIAIS E MÉTODOS	14
4.1 – Caracterização inicial	14
4.2 – Laminação e usinagem das chapas TRIP	16
4.3 – Soldagem por fricção e mistura mecânica das juntas dissimilares.....	17
4.4 – Análise microestrutural.....	20
4.4.1 – Preparação das amostras.....	21
4.5 – Caracterização mecânica	24
4.5.1 – Ensaio de microdureza Vickers	24
4.5.2 – Ensaio de tração.....	25
4.5.3 – Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)	27
5 – RESULTADOS E DISCUSSÕES	29
5.1 – Caracterização inicial	29
5.2 – Tratamentos térmicos de homogeneização.....	32
5.3 – Ensaio de soldagem.....	34
5.4 – Análise Microestrutural	34
5.5 – Ensaio mecânicos: Microdureza e Tração	37
6 – CONCLUSÕES.....	60
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	62

1. Introdução

A metalurgia física continua permitindo um avanço ativo e frutífero no campo de desenvolvimento de ligas metálicas inovadoras. Neste contexto o aço continua sendo a liga metálica mais amplamente utilizada e objeto de estudo e desenvolvimento de várias pesquisas, embora algumas vezes seja considerado um material “antigo” ou “em decadência”. A existência de diferentes formas alotrópicas de ferro e de mecanismos de transformação de fase confere ao aço uma enorme versatilidade, exibindo uma variedade muito rica de micro constituinte e uma ampla gama de propriedades que podem ser exploradas industrialmente.

O crescimento da escassez de recursos renováveis e o aumento dos custos nas últimas décadas requer uma redução do consumo de energia utilizada para o transporte de cargas e passageiros, o qual vem aumentando em função da economia mundial. Devido ao aumento da emissão de gases causadores do efeito estufa, existem esforços para se utilizar fontes alternativas de energia nos veículos em geral, tais como eletricidade, combustíveis baseados em hidrogênio entre outros, porém não há uma solução definitiva para o problema de CO₂.

A indústria siderúrgica pode contribuir decisivamente na redução do consumo de combustíveis fósseis, disponibilizando no mercado aços de maior resistência mecânica, os quais podem ser utilizados em estruturas mais esbeltas [1].

O setor automobilístico é certamente um dos setores chave que exige melhorias contínuas das propriedades dos aços ali empregados. Com a crescente demanda por carros menos poluentes, mas também mais seguros e econômicos, montadoras, indústrias siderúrgicas e comunidades científicas estão investindo em novos aços. O resultado dessas pesquisas foi o aumento significativo na utilização de aços de alta resistência nos automóveis, como pode ser visualizado na figura 1, para casos de veículos fabricados pela FIAT.

Figura1: Crescimento do uso dos aços de alta resistência (AR) nos veículos da FIAT. [3]

O Programa de Conceitos Avançados de Veículos (Advanced Vehicle Concepts) ULSAB (Ultra Light Steel Auto Body) [2-3], desenvolvido por diversas companhias siderúrgicas a nível mundial, demonstrou que a construção de veículos compostos por aproximadamente 90% dos aços de alta resistência com limites de escoamento entre 210 e 800MPa, promove uma redução de 25% em peso, além de um ganho médio de 80% em rigidez da carroceria, mantendo custos similares de produção [2].

O desenvolvimento do setor siderúrgico brasileiro em 2007 superou as expectativas com o consumo de produtos siderúrgicos atingindo o nível recorde de 22 milhões de toneladas, 19% acima do registro de 2006 [4]. Mesmo com este aumento, verificou-se que o aço mais consumido no Brasil ainda é o ASTM A36 com média resistência mecânica (limite de escoamento mínimo de 250MPa) [5].

As principais classes de aços automotivos desenvolvidos nas últimas décadas para estruturas mais leves compreendem os aços de alta resistência e os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL – High Strength Low Alloyed – HSLA), são aços com teor reduzido de C e microligados com pequenas quantidades (cerca de 0,1%) de Nb, V e/ou Ti, os quais são produzidos por laminação controlada [6-7], além dos aços avançados de alta resistência, tais como os aços martensíticos (MART Steels), os aços de estrutura multiconstituída (Complex Phase – CP), os aços bifásicos (Dual Phase), os aços TRIP (Transformation Induced Plasticity) microligados com teor aproximado de 22% de Mn, transformando através da deformação mecânica a austenita retida em martensita, com elevada resistência mecânica com grande ductilidade [5].

Figura 2: Evolução dos aços estampáveis de alta resistência mecânica [8].

Já os aços com elevados teores de Mn (15-30%) representam um desenvolvimento muito recente de ligas ferrosas puramente austeníticas e de baixo custo devido à eliminação dos elevados teores de Ni necessários para a estabilização da austenita nos aços inoxidáveis Cr-Ni. Através de mecanismos diferenciados de deformação, estes aços podem combinar resistências mecânicas muito elevadas com grandes ductilidades (figura 2).

A redução do peso nas estruturas metálicas na indústria automobilística não depende somente da melhoria da resistência mecânica e ductilidade, mas também do procedimento de soldagem, que permita unir aços de ultra-alta resistência.

Os desafios no âmbito da soldagem de juntas dissimilares entre novos aços TRIP de alta resistência e aços ARBL, que se pretende superar no presente projeto; propõe-se o estudo da soldabilidade destes aços automotivos pela tecnologia de fricção e mistura mecânica. A Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica (SFMM, em inglês Friction Stir Welding – FSW) é um processo de união no estado sólido que apresenta uma série de vantagens sobre as tecnologias convencionais de soldagem por fusão [9] e, por isso, tem sido considerada para aplicações de painéis automotivos [10-11].

Do ponto de vista metalúrgico, uma das suas principais vantagens se manifesta justamente na junção de materiais dissimilares [12], visto que o grau de mistura de composições e as transformações de fase entre materiais incompatíveis podem ser minimizados [13-14]. 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 autógeno). Tendo em vista o alto teor de Mn nos aços TRIP, acrescenta-se que a união destes materiais no estado sólido elimina a geração de fumos contendo teores expressivos de Mn, o qual atua como neurotoxina e tem sido, portanto, alvo de severas legislações de higiene e segurança nos EUA e na União Europeia [15-16].

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 baixo C e alto teor de Mn [9,17,18], os Dual Phase [9-19], os martensíticos ao boro [20] e os aços alto carbono [21-22].

2. Objetivo

Este trabalho teve como objetivos:

- I. A obtenção em escala laboratorial de aços puramente austeníticos e de baixo custo com alto teor de Mn, ultra alta resistência e a ocorrência de efeito TRIP (plasticidade induzida por transformação), ainda indisponível e pouco explorados no país;
- II. O estudo da soldabilidade destes aços inovadores com aço comercial e estrutural de baixa liga do tipo ARBL em juntas de topo através da tecnologia de Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica (SFMM).

3. Revisão Bibliográfica

3.1. Aços ARBL

De modo geral, são classificados como aços ARBL os aços resultantes de um processo de manufatura que incorpora na rota de produção destes aços a aplicação de conceitos como endurecimento por precipitação, refino de grão, adição de elementos microligantes associados a diferentes escalas de passes de temperatura de laminação. Os aços ARBL foram desenvolvidos pela indústria do aço e atualmente atendem diversos setores industriais como o automobilístico e o de estruturas, devido ao seu elevado limite de resistência, boa tenacidade e baixas temperaturas, boa conformabilidade e boa soldabilidade [23].

O desenvolvimento dos aços ARBL é um interessante caso de conjunção de interesses econômicos e tecnológicos. O uso de pequenas adições de Nióbio (Nb) para endurecer os aços ferrítico-perlíticos foi introduzido em 1936, mas naquela época o custo do Nb e a falta de demanda por aços deste tipo tornaram o processo pouco mais que uma curiosidade científica. Entretanto, ao final dos anos 1950, a queda no preço do Nb e uma simultânea demanda por maior resistência mecânica, tenacidade e soldabilidade nos aços para tubulações levaram a um ressurgimento do interesse pelo desenvolvimento dos aços ARBL [24].

Estes aços com teor reduzido de C e microligados com pequenas quantidades (cerca de 0.1%) de Nb, V e/ou Ti, os quais são produzidos por laminação controlada [25-26]. O processamento termomecânico consiste no controle preciso das deformações e das temperaturas durante a conformação a quente destes aços, visando o refino da microestrutura austenítica para que no resfriamento forma-se uma estrutura ferrítica de granulação muito

fina, responsável tanto por um aumento de resistência mecânica quanto por um acréscimo de tenacidade.

Figura 3: Caracterização das chapas ARBL antes de serem usinadas, estrutura Ferrítica-Perlítica.

A precipitação de carbonetos e/ou nitretos de liga (Nb, V ou Ti) durante a laminação controlada inibe o crescimento dos grãos recristalizados de austenita em altas temperaturas de deformação a quente enquanto que as temperaturas mais baixas e de acabamento, estes precipitados inibem a recristalização juntamente com o crescimento do grão. De acordo com o processamento e a composição química, são obtidos aços ARBL com limites de escoamento na faixa de 350 a 850 MPa [27-28], isto é, com pelo menos o dobro dos limites correspondentes aos aços carbono. Aliado à alta resistência mecânica, estes aços apresentam boa soldabilidade devido à redução do teor de C, boa conformabilidade plástica, além de níveis consideráveis de tenacidade. No setor de transporte, os aços ARBL são amplamente empregados na construção de estruturas navais, na indústria automobilística como tiras a frio em partes de chassis de caminhões e estruturas tubulares de carrocerias de ônibus, assim como barras em guindastes [28-29].

Os aços ARBL possibilitaram a redução nos custos de construção, devido a uma redução significativa na espessura de paredes dos tubos, havendo um impacto considerável na quantidade de material utilizado, nos custos de transporte e de soldagem [23].

3.2. Efeito TRIP

O efeito TRIP é um fenômeno que ocorre nos aços quando há a transformação da austenita em martensita acompanhada de expansão volumétrica durante a deformação plástica a frio causando um aumento de ductilidade.

3.3. Aços TRIP

Zackay e seus colaboradores mostraram que em aços austeníticos submetidos a deformação plástica havia transformação gradual da austenita em martensita, enquanto que a martensita em si deformava-se produzindo maior alongamento. Eles observavam que a martensita produzida durante a deformação evitava a deformação plástica através do aumento da taxa de encruamento, o que conferia a estes aços o aumento na resistência e ductilidade [52].

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 [30].

A combinação da alta resistência mecânica com a boa ductilidade foi amplamente divulgada pela primeira vez por Zackay [52], a partir de pesquisas com aços inoxidáveis austeníticos.

Os aços com elevados teores de Mn (20-30%) e que apresentam efeito TRIP representam um desenvolvimento muito recente de aços austeníticos com mecanismos diferenciados de deformação que envolvem a transformação martensítica induzida por deformação (TRIP). Pesquisas recentes têm demonstrado que estes aços reúnem elevada resistência mecânica com grande ductilidade [5].

Este tipo de transformação contribui não somente para o aumento da resistência mecânica como também no aumento da plasticidade do material [31].

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 obtenção de uma microestrutura puramente austenítica traduz-se em outra significativa redução de custos destas ligas metálicas. Este novo tipo de aço austenítico promete alcançar propriedades mecânicas que superam amplamente os níveis

atuais de deformação e resistência mecânica promovendo, portanto, uma significativa redução de peso, além de um novo avanço em matéria de segurança veicular [32-33].

A energia de falha de empilhamento (EFE) é o principal parâmetro microestrutural dos aços alto Mn, governando, por intermédio da distancia 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 [32].

A formação dessas fases esta ligada tanto a composição química, como também a temperatura e tensão aplicada [34] (figura 4). O ponto vermelho na figura 4 indica a composição química de um aço TRIP Fe-0,4C-22Mn.

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% [16-17].

Assim, para a classe de aços, a variação da EFE da austenita permite modificar amplamente os seus mecanismos de deformação, partindo do efeito TRIP em materiais com baixa EFE, ao efeito TWIP para EFE intermediária, até atingir o efeito SLIP causado pelo movimento exclusivo de discordâncias encontrado em materiais com elevada EFE.

3.4. Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica

Denomina-se soldagem ao processo de união entre duas partes metálicas, usando uma fonte de calor com ou sem aplicação de calor. A solda é o resultado desse processo. [45]

A soldagem surgiu a mais de 2000 anos, entretanto apenas no final dos anos de 1800 se tornou um processo de fabricação viável (Messles, 2004) porém a soldagem teve seu grande impulso durante a II Guerra Mundial, devido à fabricação de navios e aviões soldados [45]. A soldagem a gás foi praticada de forma mais ampla no início dos anos 1990, se tornando mais popular e obtendo importantes avanços.

A soldagem é 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 sofisticados 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) [39].

A Solda por Fricção e Mistura Mecânica foi inventada pelo Instituto “The Welding” no Reino Unido em 1991 como uma técnica de adesão no estado sólido e foi inicialmente aplicada em ligas de alumínio. O conceito básico desta solda é extremamente simples, uma ferramenta rotativa com um pino e ombro (figura 5) é inserida nas bordas adjacentes das chapas a serem unidas, como mostra a figura abaixo. [20].

Figura 5: Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica.

A soldagem por fricção e mistura mecânica (SFMM, em inglês Friction Stir Welding - FSW) é um processo de união no estado sólido que apresenta uma série de vantagens sobre as

tecnologias convencionais de soldagem por fusão [9] e, por isso, tem sido considerada para aplicações em painéis automotivos soldados sob medida [10-11]. Do ponto de vista metalúrgico, uma das suas principais vantagens se manifesta justamente na junção de materiais dissimilares [40], visto que o grau de mistura de composições e as transformações fase entre materiais incompatíveis podem ser minimizados. Por isso, este tem sido um campo da SFMM bastante explorado atualmente [41-42].

A ferramenta que se utiliza é rotativa e não consumível, com pino especialmente projetado.

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 SFMM de aços são o nitreto de boro cúbico policristalino (PCBN) e ligas de W-25%Re [53,54]. 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. A figura 6 mostra algumas diferentes configurações de pinos de ferramenta de SFMM.

Figura 6: Diferentes ferramentas para Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica [55].

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 [Erro! Fonte de referência não encontrada.] 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.

A ferramenta tem 03 funções principais, ou seja, aquecimento da peça de trabalho, o movimento do material para produzir o conjunto e contenção do metal quente sob o ombro da ferramenta. Um aquecimento é criado dentro da peça de trabalho tanto por atrito entre o pino da ferramenta e ombro e por deformação plástica severa da peça. O aquecimento localizado

amolece o material ao redor do pino e juntamente com a rotação da ferramenta este material é levado para trás do pino, preenchendo assim o vazio na esteira da ferramenta enquanto a mesma se desloca para frente [46] (figura 7).

Figura 7: Visão geral de uma SFMM – progressão da solda e ferramenta.

O ombro da ferramenta restringe o fluxo do metal para um nível equivalente a posição do ombro, aproximadamente toda a superfície de topo da peça de trabalho inicial. [20].

Devido a várias características geométricas da ferramenta, o movimento de material ao redor do pino pode ser complexa, devido aos gradientes de pressão, temperatura e da taxa de deformação. [20].

O processo de Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica vem sendo identificado por ser um processo termomecânico e por deformação a 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 [56].

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:

- a) **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.

- b) **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.
- c) **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 [57].

Apesar da falta de homogeneização microestrutural local, uma das vantagens significativas desta técnica de soldagem no estado sólido é a recristalização total da microestrutura [58-59] produzindo uma microestrutura de grãos finos.

É necessário o conhecimento de alguns dados para obter-se melhores soldas:

- a) **Parâmetros de Soldagem:** para SFMM, dois parâmetros são muito importantes: taxa de rotação (CV, RPM) e velocidade (mm/min). Maiores taxas de rotação da ferramenta geram temperatura mais elevada devido à maior aquecimento por atrito, resultando em maior intensidade de agitação e mistura de materiais.

- b) Fluxo de Metal: o fluxo do material durante a SFMM é bastante complexo, dependendo da geometria da ferramenta, os parâmetros do processo e do material a ser soldado. É de importância prática entender as características de fluxo de metais para projeto da ferramenta ideal e obter soldas de alta eficiência estrutural.
- c) Evolução Microestrutural – a contribuição da deformação plástica intensa e exposição a alta temperatura no interior da zona de mistura durante a SFMM resulta recristalização e desenvolvimento de textura na ZM. Com base na caracterização microestrutural de grãos e precipitados pode-se identificar zonas distintas (figura 8), as quais se classificam por:
- Metal de Base: esta zona fica afastada da solda e não sofre deformação e não é afetada pelo calor em termos de microestrutura e propriedades mecânicas.
 - Zona Termicamente Afetada (ZTA): esta região fica mais próxima a solda, o material passa por um ciclo térmico que altera sua microestrutura e propriedades, porém não existe qualquer deformação plástica nesta região. A extensão e magnitude da mudança de propriedade depende principalmente do material de base e a concentração de calor gerada pelo processo de soldagem.
 - Zona Termomecanicamente Afetada (ZTMA): nesta região percebe-se que houve uma modificação da microestrutura por meio do calor e da força aplicada, a ferramenta deforma plasticamente o material.
 - Metal de Solda (ou Zona de Mistura – ZM): a região é inteiramente recristalizada, refere-se à zona anteriormente ocupada pelo pino da ferramenta. Também conhecido como zona de agitação, termo que é comumente utilizado no processo de agitação por fricção, onde grandes volumes de materiais são processados.

Figura8: Regiões microestruturais de um material soldado por SFMM [51].

A SFMM é considerada uma tecnologia “verde”, devido a sua eficiência energética, respeito pelo meio ambiente e versatilidade. Em comparação com os métodos convencionais de soldagem, a SFMM consome consideravelmente menos energia, não necessita de consumíveis como por exemplo, gases e não há emissão de substâncias nocivas criadas durante a soldagem, tornando o processo ambientalmente amigável.

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 [9,17,18], os aços dual-phase [9,19], os aços martensíticos ao boro [20] e os aços alto carbono [21-22].

Tab.1: Principais benefícios da SFMM [friction stir welding]

BENEFÍCIOS METALÚRGICOS	BENEFÍCIOS AMBIENTAIS	BENEFÍCIOS ENERGÉTICOS
<ul style="list-style-type: none"> * Processo em Fase Sólida * Baixa distorção * Boa estabilidade dimensional e repetibilidade * Sem perda de elementos de liga * Excelentes propriedades mecânicas na ZM * Microestrutura recristalizada de grãos finos * Ausência de trinca na solidificação * Substitui várias partes unidas por parafusos * Capacidade de solda todas as ligas de alumínio 	<ul style="list-style-type: none"> * Não há necessidade de gás de proteção * Mínima limpeza superficial * Não deixa resíduos * Não é necessário uso de solventes desengordurantes * Sem emissões nocivas 	<ul style="list-style-type: none"> * Melhor utilização de materiais (permite redução de peso) * Redução no consumo de combustível em aeronaves leves, automotiva e aplicações de navio

Não existem publicações referentes à SFMM de aços alto Mn com efeito TRIP em arranjos similares ou dissimilares e são também muito raros os trabalhos sobre qualquer tipo de junta dissimilar entre aços produzida pela SFMM [45], por este motivo, serão realizados ensaios preliminares, variando-se os principais parâmetros do processo (velocidades de rotação e avanço da ferramenta e força axial), visando determinar a janela de processamento para combinação TRIP/ARBL. Devido às temperaturas mais elevadas atingidas normalmente

na SFMM de aços, deverá ser utilizada atmosfera de proteção com argônio, visando minimizar a oxidação das ferramentas.

4. Materiais e Métodos

4.1. Caracterização Inicial

No atual trabalho foram utilizados dois tipos de aços para produção de juntas dissimilares: um aço comercial microligado ARBL com alta resistência e baixa liga do tipo XABO 500 para montagem de estruturas mecânicas, fornecido pela ThyssenKrupp Aceros y Servicios S.A, o qual é empregado com sucesso em construções mecânicas e os aços austeníticos TRIP de baixo C e alto teor de Mn, preparado no Laboratório de Fundição do SMM-EESC-USP. As composições químicas dos aços TRIP alto Mn foram analisadas via úmida segundo as normas:

- C: ASTM E350-75/ ABNT (P.NB444)
- Mn: ASTM E350-74
- P: ATSM E350-74
- S: [47]
- Si: ASTM E357-74
- Ni: ASTM E30-75
- Cr: ASTM E30-75
- Mo: [48]

As juntas dissimilares TRIP-ARBL foram produzidas com chapas de 3.5 mm de espessura. As respectivas composições químicas dos aços utilizados para fazer os corpos de prova de cada rotação de soldagem são apresentadas na Tabela 2 abaixo.

Tab.2: Composição dos materiais das juntas dissimilares.

[illegible]

A produção de placas fundidas realizou-se utilizando um forno indutivo da marca Inductoheat® com revestimento refratário de MgO e potencial real de 15kW, operando sob uma frequência de 10 kHz e com capacidade máxima de 9kg para fusão de ligas metálicas até 1700°C, disponível no SMM-EESC-USP (figura 9).

Figura 9: (a) Vazamento das corridas; (b) bloco fundido TRIP.

As corridas foram conduzidas utilizando-se uma atmosfera inerte 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.

A temperatura liquidus T_{liq} de ligas ferrosas pode ser estimada utilizando-se a expressão de Roeser e Wensel [36].

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

Eq. (1)

$f = 65$ para $[\%C] < 1\%$ peso e $f = 70$ para $[\%C] > 1\%$ peso

Utilizando as composições indicadas na tabela 1, estima-se que a T_{liq} do material TRIP é de aproximadamente 1390°C.

Os vazamentos das corridas foram realizados em moldes de areia e, de acordo com a literatura [37], foram aplicados superaquecimentos de no máximo 100°C em relação à

temperatura liquidus. Um termopar tipo B (Pt-30%Rh/Pt-6%Rh) encapsulado em tubo de alumina para uso em imersão foi utilizado para a aferição das temperaturas.

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 1050°C por 36 e 48 horas, visando minimizar a micro-segregação do Mn, que conduz a variações locais de até 7% na sua concentração no estado bruto de solidificação [37-38]. A homogeneização das placas foi realizada utilizando-se os fornos de tratamento térmico disponíveis no SMM-EESC-USP (figura 10). Cada placa foi imersa em uma caixa com carvão com o objetivo de minimizar as perdas por oxidação durante os tratamentos térmicos.

Fig.10: Forno do SMM-EESC-USP utilizado no tratamento térmico dos blocos TRIP.

4.2. Laminação e usinagem das chapas TRIP

Após finalização do tratamento térmico de homogeneização, os blocos fundidos passaram pelo processo de laminação a quente, com o objetivo de obter chapas com 6,0mm de espessura e comprimento útil mínimo de 300mm, tendo sido realizado 25 passos com redução de 5% da sua espessura em cada passo, visando assim, o refinamento da microestrutura bruta de solidificação (figura 11).

Durante a laminação, antes de cada passo, as chapas foram pré-aquecidas até uma temperatura de até 1150°C [47]. Após o último passe de laminação, a chapa foi submetida a têmpera em óleo.

Figura 11: (a) Forno utilizado para a aquecimento das chapas TRIP com alto Manganês no processo de laminação; (b) Laminadora piloto do SMM utilizada na conformação das chapas a serem utilizadas para SFMM.

Para se atingir a espessura de 3,5mm necessária para a realização de ensaios de soldagem, as chapas laminadas foram usinadas na Oficina Mecânica do SMM-EESC-USP (figura 12).

Fig. 12: Chapas de aço TRIP alto Mn, após laminação e usinagem .

4.3. Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica das juntas dissimilares.

Foram soldados três conjuntos ARBL-TRIP, cujas as chapas mediam 300mm de comprimento, 200mm largura e 3,5mm de espessura. A soldagem foi realizada utilizando-se o equipamento de soldagem por fricção e mistura mecânica da Empresa Transformation Technologies Inc. (TTI) modelo RM-1a, disponibilizado pelo Dr. Antonio Jose Ramirez do

Laboratório Nacional de Nanotecnologia (LNNano) (Figura 15). Esta máquina permite soldar utilizando forças axiais de até 67 kN, forças paralelas à direção de soldagem de até 22.25 kN, velocidades de avanço de até 3000 mm/min, bem como velocidades de rotação de 100 a 3000 rpm. As figuras 13 e 14 mostram as juntas de topo ARBL-TRIP produzidas neste trabalho.

Figura 13: Soldagem das chapas TRIP/ARBL com 300rpm OFFSET +1 superior e OFFSET +2 inferior.

Figura 14: Soldagem das chapas TRIP/ARBL, a esquerda com 400rpm OFFSET +1 inferior e OFFSET +2 superior e a direita com 500 rpm OFFSET +1 inferior e OFFSET +2 superior.

(a)

(b)

Figura 15: (a) Equipamento de Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica do LNNano; (b) Soldagem de juntas similares para teste e calibração do equipamento.

A figura 16 apresenta a ferramenta utilizada para realização das soldas entre os aços ARBL e os aços alto Mn com efeito TRIP fornecidas pela empresa MegaStir.

Figura 16: Ferramenta de PCBN para Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica produzida pela MegaStir.

As juntas foram produzidas com diferentes offsets (deslocamento) e velocidades de rotação da ferramenta, visando estudar a influência do aporte térmico de soldagem nas propriedades mecânicas das juntas soldadas e na microestrutura da Zona de Mistura (ZM), bem como das Zonas Termicamente Afetadas (ZTA), das Zonas Termomecanicamente Afetadas (ZTMA) e do Metal de Base (MB).

Os offsets estudados foram de 1mm e de 2mm na direção do TRIP, e as rotações estudadas foram de 300rpm, 400rpm e 500rpm. O offset da ferramenta é definido como um deslocamento do ponto a meia altura ao longo da tangente à superfície cônica do pino com respeito à interface entre placas a serem soldadas. A figura 17 ilustra os offsets e as regiões de contato de ombro/junta.

Figura 17: Posição do pino da ferramenta: (a) Deslocamento +1; (b) Deslocamento +2

4.4. Análise Microestrutural

A microestrutura dos materiais cristalinos é, na maioria dos casos, constituída de fases cristalinas e de defeitos cristalinos tais como contornos de grãos, contornos de sub-grãos, contornos de maclas, defeitos de empilhamento, interfaces, discordâncias e defeitos pontiformes.

A microestrutura dos materiais é determinada basicamente pela sua composição e pelo seu processamento. A caracterização microestrutural dos materiais exige naturalmente a utilização de técnicas complementares de análise, tais como difração de raios X, microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura, microscopia eletrônica de transmissão, microsonda eletrônica, entre outras.

Neste trabalho, a microestrutura foi primeiramente analisada utilizando-se um microscópio óptico (figura 18), que permite atingir magnificações de 20x, 50x, 100x, 200x, 500x e 1000x. Realizadas em microscópios específicos conhecidos como “microscópios metalográficos” ou “microscópios metalúrgicos”, estas análises necessitam de preparação metalográfica específica para cada tipo de material, a qual tem grande impacto na qualidade da análise microestrutural. Estes microscópios, em geral, possuem sistemas integrados para análise de imagens, que permitem o registro, a introdução da escala e a formatação das micrografias adquiridas. Uma análise mais detalhada dos micro – constituintes na região da solda foi realizada usando a microscopia eletrônica de varredura.

Figura 18: Microscópio óptico com câmera fotográfica integrada com aumento de até 1000x.

4.4.1. Preparação das amostras

Para começar com a análise da microestrutura é necessário extrair corpos de prova transversais à linha de solda. Os mesmos devem ter dimensões suficientemente grandes para compreender os metais base, Zona Termicamente Afetada (ZTA), Zona Termomecanicamente Afetada (ZTMA) e Zona de Mistura (ZM).

As amostras sofreram uma série de processos até estarem prontas para a análise no microscópio óptico ou no MEV:

I. Corte Metalográfico:

A amostra a ser analisada deve ser cortada de forma a não sofrer alterações pelo método de corte. Usa-se o método a frio, em geral serras, para o corte primário, ou seja, para se separar a porção aproximada que será analisada. Na sequência, usa-se um equipamento denominado “cut-off” que faz um corte mais preciso, utilizando-se de um fino disco abrasivo e farta refrigeração, a fim de não provocar alterações por calor na amostra (figura 19).

Figura 19: À esquerda, cortadora metalográfica AROCOR 60VA. À direita, multicorte AROTEC.

II. Embutimento Metalográfico:

O processo de embutimento metalográfico pode ser dividido em dois grupos, embutimento a quente no qual é utilizado baquelite e uma embutidora metalográfica (figura 20) e o embutimento a frio que são utilizados dois produtos: resina e catalisador, ambos os métodos visam obter a amostra embutida para conseguir um bom resultado na preparação metalográfica.

Figura 20: À esquerda: embutidora AROTEC Pré-30S e à direita: baquelite utilizado para o embutimento.

No caso do embutimento com resina, as substâncias envolvidas são:

- 20 g de resina polimérica T 208 (cristal).
- 3 ml de estireno.
- 5 gotas de PMEC (monômero de estireno).
- 1 gota de acelerador (catalisador).

III. Lixamento:

São utilizadas lixas de SiC, fixadas em discos rotativos. Normalmente inicia-se com a lixa

de granulometria 80, chegando-se 1200 ou 2000. Todos os processos de lixamento é feito sob refrigeração com água.

IV. Polimento:

Desbaste fino do material utilizando uma politriz com um pano de polimento úmido (figura 21) e carregado com partículas abrasivas e cuidadosamente selecionadas em seu tamanho. As amostras foram preparadas empregando-se pasta de diamante de 6, 3 e 1 μ m como substancia abrasiva. O processo é concluído quando a face da amostra apresentar-se como uma superfície espelhada e livre de riscos.

Figura 21: Politriz modelo Metaserv C 20012.

V. Polimento Eletrolítico:

O polimento eletrolítico consiste numa técnica de polimento não-mecânico para a preparação de amostras metalográficas. Seu objetivo foi o de eliminar a transformação martensítica induzida pela deformação nos aços austeníticos alto Mn, ocorrida durante a preparação metalográfica convencional por lixamento e polimento mecânico. O polimento baseia-se na dissolução anódica do material da superfície das amostras em uma pilha eletrolítica. A amostra é submersa em um líquido condutivo de corrente (eletrolítico), com posterior retirada do material da superfície.

As amostras utilizadas no atual trabalho passaram por polimento eletrolítico em solução de ácido sulfúrico, numa voltagem de 12V por 1 minuto cada peça. Todas passaram pelo polimento separadamente após polimento mecânico com pasta de diamante de 1 micrón para posteriormente passar por ataque químico.

VI. Ataque químico:

Há uma enorme variedade de ataques químicos para diferentes tipos de metais e situações. Em geral, o ataque é feito por imersão da amostra durante um certo período para que a microestrutura seja revelada.

Para preparar as faces com o aço ARBL utilizou-se Nital (solução de ácido nítrico e álcool) 1%, como reagente, ataque por imersão, com tempo de ataque entre 15s e 20s. para preparar as faces do aço TRIP , utilizou-se Nital 5%, com o tempo variando entre 30s e 75s (figura 22).

Figura 22: Amostras após ataque químico, preparadas para ensaio metalográfico. a) A esquerda amostra de 300rpm OFFSET +2; b) A direita 500rpm OFFSET +2.

4.5. Caracterização Mecânica

4.5.1. Ensaio de Microdureza Vickers

A microdureza é a medida de dureza na escala microscópica. Este tipo de teste é utilizado para se avaliar as variações locais de propriedades mecânicas nos materiais, sendo portanto, amplamente utilizada na caracterização dos gradientes de propriedade mecânica em juntas soldadas.

O ensaio de microdureza está relacionado com cargas pequenas, abaixo de 10kgf, aplicadas através de um penetrador no equipamento de microdureza. Pode-se utilizar penetradores do tipo VICKERS e/ ou KNOOP, ambos com geometria piramidal. O procedimento do teste é semelhante ao teste padrão VICKERS, exceto que é feito em escala microscópica, com instrumentos mais precisos. O penetrador utilizado é uma pirâmide de diamante com base quadrada com ângulo de 136° entre as opostas. O número da dureza VICKERS é a razão entre a carga aplicada e a área de impressão. O ensaio VICKERS é normalizado pela ASTM E-92, é bom para pequenas áreas curvas e mais sensível a erros.

Os corpos de prova para ensaio de microdureza sofreram o mesmo processo de preparação daqueles que foram feitos a análise microestrutural.

Os ensaios de microdureza foram feitos no Laboratório de Análise de Fases no SMM-USP São Carlos, utilizando-se um Microdurômetro Leica VMHT Mot, que contou com os seguintes parâmetros:

- Tempo de indentação: 15 segundos;

- Carga aplicada: 100 gf;

Foram retiradas amostras de cada das chapas soldadas e foram feitos levantamentos dos perfis de microdureza, com duas linhas de indentação, a fim de analisar a dureza do material nos metais-base, nas ZTAs, ZTMAs e ZM.

Figura 23: Ensaio de Microdureza no metal de base da amostra soldada.

Figura 24: Ensaio de Microdureza na ZM em amostra com OFFSET +1

4.5.2. Ensaio de Tração

O ensaio de tração consiste na aplicação de carga de tração uniaxial crescente em um corpo de prova específico até a ruptura. Trata-se de um ensaio amplamente utilizado na

indústria de componentes mecânicos, devido as vantagens de fornecer dados quantitativos sobre as propriedades mecânicas globais dos materiais.

Neste tipo de ensaio, é possível fazer com que a carga uniaxial cresça numa velocidade razoavelmente lenta durante todo o teste. Assim, o ensaio de tração permite medir satisfatoriamente os parâmetros de resistência mecânica do material, tais como limite de escoamento, limite de resistência e alongamento à fratura.

Figura 25 Esquema de uma máquina de Ensaio de Tração.

Os corpos de prova ensaiados neste trabalho foram do tipo miniatura com as dimensões indicadas na Figura 26. Isso foi necessário devido à quantidade limitada do aço austenítico TRIP produzido em escala laboratorial e, conseqüentemente, das suas juntas soldadas dissimilares. Os corpos de prova foram extraídos transversalmente aos cordões de solda produzidos.

Figura 26: Dimensões do corpo de prova de tração (espessura do corpo de prova 3,5mm).

A figura 27 ilustra dois corpos de prova de tração extraídos da junta soldada com 300 rpm e ensaiados até a fratura. Os ensaios foram realizados com velocidade de deformação de 10^{-3} s^{-1} .

Figura 27: Corpos de prova após ensaio de tração de chapas soldadas com 300rpm OFFSET +1.

4.5.3. Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

O Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) é um dos instrumentos mais versáteis que estão à disposição para análise da morfologia microestrutural e caracterização da composição química de um material. O MEV é uma ferramenta padrão para inspeção e análise em diversas áreas de pesquisa desde a área de materiais até a área biológica. Particularmente na indústria semicondutora, em medidas de caracterização para microeletrônica, existe um conjunto de métodos que oferecem alta resolução e alta precisão. Estes métodos são baseados fundamentalmente na interação da matéria com os elétrons incidentes, e a emissão de ondas ou partículas (fótons, elétrons, íons, átomos, neutros, nêutrons, fônons) [60-61].

Basicamente, existem três grupos de componentes. Primeiro há a coluna eletro-óptica junto com a eletrônica associada. Depois, há o sistema de vácuo, incluindo a câmara e o porta amostra. O grupo final consiste na detecção do sinal e sistemas de exibição. A coluna eletro-óptica consiste em um acelerador de elétrons e duas, três ou quatro lentes eletrônicas, dependendo do modelo [60-62] (figura 28).

Em um MEV, o feixe de elétrons se origina em um cátodo geralmente de tungstênio aquecido por uma corrente elétrica. Os elétrons emitidos são acelerados desde o cátodo através de uma grade e um ânodo aterrado. Este sistema de eletrodos é chamado de canhão de

elétrons. O canhão de elétrons vem sendo usado há mais de 70 anos e ainda é confiável e devido ao seu baixo custo, é muito utilizado para muitas aplicações, especialmente para aquisição de imagens de baixa magnificação e microanálise utilizando raio-x [61-63]. O canhão de elétrons mais utilizado é composto de três partes: um filamento em V de tungstênio (o cátodo), um cilindro de Wehnelt e um ânodo.

Figura 28: Representação esquemática de um microscópio eletrônico de varredura (MEV) mostrando os principais componentes [64].

Os ensaios de MEVs foram feitos para caracterização da microestrutura na ZM do lado ARBL das juntas soldadas, ajudando a ter uma melhor visualização e quantificação dos grãos existentes nessa zona, além de poder ver o tamanho do grão após a soldagem, notando a variação de tamanho conforme a velocidade de rotação e deslocamento da ferramenta (figura 29).

Figura 29: MEV: (a) Lóbulo Superior 500rpm OFFSET +1; (b) Inferior 300rpm OFFSET +2.

5. Resultados e Discussões

5.1. Caracterização Inicial

Para a fundição das placas, determinou-se a carga metálica necessária para a produção dos aços austeníticos alto Mn com efeito TRIP. Uma das placas obtidas foi utilizada para estudar o efeito do tratamento térmico de homogeneização. Essa placa foi obtida conforme os dados da Tabela 3. As placas utilizadas para a soldagem apresentam variações na composição química de até 1,5% em peso de Mn devido às perdas causadas pela elevada pressão de vapor do Mn, e também à falta de um controle preciso da temperatura no banho de fundido.

Tabela 3: Composição e peso da carga metálica para fusão do aço austenítico com efeito TRIP.

Componente	Carga Metálica (Kg)	Carbono		Silício		Manganês	
		%	Kg	%	kg	%	Kg
Sucata 1020	3,00	0,2	0,006	0,3	0,009	0,3	0,009
Grafite Granulado	0,03	90	0,0027	...	...	...	...
Manganês Metálico	1,19	...	...	...	...	100	1,19
TRIFER (tabela 3)	0,78	...	...	0,1	0,00078	0,1	0,00078
Total	5,00	...	0,0087	...	0,00978	...	1,19978

Tabela 4: Composição do pó de ferro técnico ALP (Lote 881413)

Peso (kg): 1,0 - Certificado n° 00261-08			
Composição Química	Ensaio	Máximo	Resultado
C (%)	I.S.O 15350:2000	0,005	0,002
S (%)	I.S.O 15350:2000	0,025	0,023
Si (%)	ASTM E415 (2005)	0,050	0,01
Cu (%)	ASTM E415 (2005)	0,200	0,04
P (%)	ASTM E415 (2005)	0,025	0,015
Mn (%)	ASTM E415 (2005)	0,200	0,101
Ni (%)	ASTM E415 (2005)	0,300	0,08
Cr (%)	ASTM E415 (2005)	0,200	0,06
O (%)	I.S.O 15351:1999 E	0,300	0,274

As composições químicas das placas fundidas e utilizadas posteriormente na soldagem são indicadas nas tabelas 5, 6 e 7. A classificação dos mesmos de acordo com suas energias de falha de empilhamento e relacionando-os com a ocorrência dos fenômenos de martensita induzida por deformação mecânica (efeito TRIP) ou de maclação (efeito TWIP) é mostrada na figura 30.

Tabela 5: Composição química do aço com efeito TRIP utilizado na soldagem da junta feita com velocidade de rotação da ferramenta de 300.

Composição química do aço TRIP (junta feita com rotação da ferramenta de 300 rpm)		
Mn	C	Si
23.70	0.32	0.25

Tabela 6: Composição química do aço com efeito TRIP utilizado na a soldagem da junta feita com velocidade de rotação da ferramenta de 400.

Composição química do aço TRIP (junta feita com rotação da ferramenta de 400 rpm)		
Mn	C	Si
25.40	0.32	0.20

Tabela 7: Composição química do aço com efeito TRIP utilizado na a soldagem da junta feita com velocidade de rotação da ferramenta de 500.

Composição química do aço TRIP (junta feita com rotação da ferramenta de 500 rpm)		
Mn	C	Si
24.42	0.40	1.70

Figura 30: Classificação dos aços TRIP obtidos; (a) Aço utilizado na junta de 300 rpm; (b) aço utilizado na junta de 400 rpm; (c) aço utilizado na junta de 500 rpm.

5.2. Tratamentos Térmicos de Homogeneização

No processo de tratamento térmico das barras de aço austeníticos fundidas, foram feitos 03 corpos de prova para serem submetidos a diferentes tratamentos térmicos: um que não sofreu tratamento, um segundo que sofreu 36 horas de tratamento à temperatura de 1050°C e um terceiro que sofreu 48 horas de tratamento à temperatura de 1050°C.

Com o objetivo de se quantificar a microsegregação do Mn após a solidificação, assim como o impacto do tempo de homogeneização a 1050 °C na amplitude de variação do teor de Mn nos aços austeníticos com efeito TRIP, perfis lineares de microanálise química de EDX foram medidos nas amostras fundidas e naquelas homogeneizadas, obtendo os resultados apresentados nas figuras 31 a 33.

Figura 31: Perfis de análise qualitativa na amostra que não sofreu tratamento térmico.

Figura 32: Perfis de análise qualitativa na amostra que sofreu tratamento térmico a 1050°C durante 36 horas.

Figura 33: Perfis de análise qualitativa na amostra que sofreu tratamento térmico a 1050°C durante 48 h.

Analisando-se os perfis de análise quantitativa das amostras, pode-se notar que no material com microestrutura bruta de solidificação e que não sofreu tratamento térmico a microsegregação do Mn conduz a variações de até 15% em peso de Mn através dos braços dendríticos primários e secundários da microestrutura. Os materiais submetidos ao tratamento de homogeneização a 1050 °C por 36 e 48h apresentaram uma redução significativa nas variações do teor de Mn, que atingiram um mínimo de aproximadamente 5% entre as regiões dendríticas e interdendríticas.

Com o tratamento térmico, é, portanto, possível notar uma homogeneização da composição química nestes materiais. No entanto não houveram diferenças significativas na

amplitude de variação do teor de Mn para os tempos de homogeneização de 36 e 48h, indicando a possibilidade de se utilizar o tempo mais curto de 36h para a homogeneização pré – laminação do aço austenítico fundido.

5.3. Ensaios de Soldagem

As soldas foram realizadas no LNNano, porém para se obter os parâmetros finais, anteriormente foram realizados testes para se estudar a velocidade de avanço ideal para que a solda entre os aços utilizados tivessem uma melhor aparência visual, levando em consideração também a questão da penetração da solda. Após determinação da velocidade de avanço da ferramenta de soldagem de 100mm/min, determinou-se 3 parâmetros de velocidade de rotação para execução das soldas que foram estudadas.

A figura 34 mostra a soldagem de um dos conjuntos sendo realizada, nota-se que sua solidificação é imediata e a precisão do cordão de solda linearmente ao longo do conjunto a ser estudado é alto devido a ser uma solda totalmente automatizada.

Figura 34: Foto feita durante a soldagem dos conjuntos estudados nesse projeto.

5.4. Aporte Térmico

Visando estudar a influência do aporte térmico de soldagem nas propriedades das juntas soldadas, foram produzidas juntas com offset e rotações da ferramenta diferentes.

Existem várias as maneiras de se avaliar o aporte térmico no processo FSW. A máquina ferramenta que realiza o processo possui sensores de torque da ferramenta, velocidade de rotação da ferramenta e velocidade de avanço. A equação 2 é a maneira mais utilizada para o cálculo do aporte térmico:

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

Onde:

AT: aporte térmico, J/mm

ω = velocidade de rotação da ferramenta, rpm

T: torque, N.m

A tabela 8 mostra o aporte térmico e o torque na ferramenta durante o processo de soldagem para as juntas soldadas. O aporte térmico foi calculado conforme a equação acima. O torque da ferramenta é medida por sensores presente na máquina de soldagem. A tabela 9 apresenta os mesmos parâmetros de soldagem, mas com os respectivos valores médios e seus desvios padrão.

Os corpos de prova foram extraídos das regiões onde não houveram irregularidades na chapa, assim, pode-se perceber uma tendência de um maior aporte térmico no deslocamento da ferramenta para o aço alto Mn com efeito TRIP para todas as soldagens.

Comparando os aportes térmicos entre as diferentes velocidades de rotação da ferramenta, verifica-se uma tendência em um acréscimo em seu valor com o aumento do rpm. Para a condições de soldagem de 300 rpm de rotação e deslocamento de 1 mm da ferramenta em direção ao aço alto Mn com efeito TRIP, o aporte térmico foi 1157(+/- 147) J/mm. Para a condição de 300 rpm e deslocamento de 2 mm, o aporte térmico foi 1218 (+/- 76) J/mm, ou seja, aproximadamente 5,3% maior para o deslocamento de 2mm. Para a condição de soldagem de 400 rpm e deslocamento de 1 mm da ferramenta, o aporte térmico foi 1255 (+/- 151) J/mm. Para a condição de 400 rpm e deslocamento de 2mm, o aporte térmico foi 1370 (+/- 108) J/mm, aproximadamente 9,2% maior do que o deslocamento de 1 mm. Por fim, para a condição de soldagem 500 rpm e deslocamento de 1mm da ferramenta em direção ao aço com efeito TRIP, o aporte térmico foi 1449 (+-147) J/mm e para a condição deslocamento 2 mm o aporte térmico foi 1485 (+-72) J/mm, que é apenas 2,5% maior do que o aporte térmico para o deslocamento de 1 mm.

Tabela 8: Aporte Térmico e Torque da ferramenta para as juntas soldadas.

Torque e aporte térmico estão intrinsecamente relacionados pela equação, e visto que a velocidade de rotação e a velocidade de avanço praticamente se mantêm constante em toda a soldagem, como mostrado na tabela 9.

Tabela 9: Torque e Aporte Térmico médios para as juntas soldadas.

O aumento do aporte térmico, seja ele por causa da velocidade de rotação ou pelo deslocamento da ferramenta, contribuiu em geral para o aumento da penetração da ferramenta (figura 35), isso se deve à diminuição do encruamento da austenita a temperaturas mais elevadas.

Figura 35: Gráfico de penetração da ferramenta em relação ao aporte térmico.

5.5. Análise Microestrutural

A tabela 10 mostra uma visão macroscópica de todas as juntas soldadas com os diferentes off-sets; pode ser verificado a formação de 02 lóbulos (superior e inferior) do aço TRIP interpenetrando o aço ARBL e 01 lóbulo intermediário do aço ARBL penetrando o aço TRIP. A parte superior da ZM nas velocidades de 400 e 500rpm tiveram um comprimento útil maior com o OFFSET +2. Os lóbulos de aço TRIP são penetrados por partículas provenientes do lado ARBL. É possível visualizar um acabamento satisfatório na superfície e nenhuma descontinuidade foi detectada.

Tabela 10: Seção transversal das juntas soldadas mostrando a divisão entre zona de mistura, os metais base ARBL e aço alto Mn com efeito TRIP e o comprimento de cada zona de mistura.

A Figura 36 exibe as micrografias dos metais de base TRIP e ARBL. A microestrutura do aço TRIP alto Mn, consiste de grãos austeníticos com morfologia quase equiaxial, com um tamanho médio de grão de $150\mu\text{m}$. O aço ARBL (XABO500) é caracterizado por grãos de ferrita poligonais e colônias perlíticas alongadas ao longo da direção de laminação das chapas.

Figura 36: Micrografia: (a) aço com efeito TRIP; (b) aço ARBL P-perlita; α F-ferrita.

A análise da interface da solda (figura 37) revela que a zona de mistura (ZM) pode ser subdividida em duas regiões: (B) indica a região do lóbulo superior e (A) que indica o lóbulo inferior. No lóbulo inferior, o aço TRIP aparece penetrando partículas no aço ARBL. No entanto, a microestrutura dentro de ambas as regiões, parece ser muito semelhante a ambos os lados TRIP e ARBL, isto sugere que a temperatura alcançada na parte superior e inferior da espessura das chapas foram semelhantes durante o processo SFMM.

Figura 37: Micrografia mostrando os lóbulos: (B) superior (A) inferior, dentro da ZM.

Para poder se realizar uma melhor identificação dos micro-constituintes na região da solda, utilizou-se o modelo de ataque químico seletivo em aços com microestrutura polifásica, conforme ilustra a figura 38. De acordo com o modelo, a intensidade do ataque químico na microestrutura de aços multifásicos depende do teor médio de carbono presente em cada micro-constituente, sendo menos severo para constituintes ricos em carbono (carbeto, martensita e austenita retida) e mais pronunciado para teores reduzidos de carbono (ferrita). Assim, torna-se possível identificar os constituintes pelos níveis de relevo superficial observados no MEV (Figura 38) [65].

Figura 38: Modelo de ataque seletivo em aços com microestrutura polifásica [65].

A zona de mistura apresenta no lado ARBL, para o lóbulo superior OFFSET +1, uma microestrutura constituída principalmente por grãos de bainita, austenita retida, martensita α (figuras 39-41). No caso da soldagem com velocidade de rotação de 500rpm, grãos de ferrita acicular são também observados na microestrutura. Um aumento da velocidade de rotação da ferramenta, que ocasiona um maior aporte térmico e, conseqüentemente um aumento na temperatura e no tamanho médio dos grãos.

Figura 39: Lóbulo Superior: ZM no aço ARBL para 300rpm OFFSET +1: (a) MO, (b) MEV.

Figura 40: Lóbulo Superior: ZM no aço ARBL para 400rpm OFFSET +1: (a) MO, (b) MEV.

Figura 41: Lóbulo Superior: ZM no aço ARBL para 500rpm OFFSET +1: (a) MO, (b) MEV.

Assim como no lóbulo superior, o lóbulo inferior para o OFFSET +1, apresenta na zona de mistura do lado ARBL uma microestrutura constituída por grãos de bainita, austenita retida, martensita α e ferrita acicular na soldagem com velocidade de 500rpm (figura 42-44). O aumento da velocidade de rotação da ferramenta produz um aumento do aporte térmico, que promove temperaturas mais elevadas e um aumento no tamanho dos grãos.

Figura 42: Lóbulo Inferior: ZM no aço ARBL para 300rpm OFFSET +1: (a) MO, (b) MEV.

Figura 43: Lóbulo Inferior: ZM no aço ARBL para 400rpm OFFSET +1: (a) MO, (b) MEV.

Figura 44: Lóbulo Inferior: ZM no aço ARBL para 500rpm OFFSET +1: (a) MO, (b) MEV.

Na soldagem com OFFSET +1, ZMs no lado TRIP, tanto no lóbulo superior quanto no lóbulo inferior, apresentaram recristalização dinâmica e consequentemente um refinamento de grão, que não foi afetado significativamente pelas diferentes velocidades de rotação utilizadas, como mostram as figuras 45 à 50.

Figura 45: Microscopia Óptica do Lóbulo Superior: ZM no aço com efeito TRIP para 300rpm OFFSET +1.

Figura 46: Microscopia Óptica do Lóbulo Superior: ZM no aço com efeito TRIP para 400rpm OFFSET +1.

Figura 47: Microscopia Óptica do Lóbulo Superior: ZM no aço com efeito TRIP para 500rpm OFFSET +1.

Figura 48: Microscopia Óptica do Lóbulo Inferior: ZM no aço com efeito TRIP para 300rpm OFFSET +1.

Figura 49: Microscopia Óptica do Lóbulo Inferior: ZM no aço com efeito TRIP para 400rpm OFFSET +1.

Figura 50: Microscopia Óptica do Lóbulo Inferior: ZM no aço com efeito TRIP para 500rpm OFFSET +1.

As microestruturas na ZM do aço ARBL para o OFFSET +2, apresenta em sua composição, tanto para o lóbulo superior quanto para o lóbulo inferior, grãos de cementita, bainita, austenita retida e martensita α , além de grãos de ferrita. Conforme há um aumento da velocidade de rotação, há um aumento da temperatura máxima da ZM e um aumento no teor de martensita (figuras 51-56).

Figura 51: Lóbulo Superior: ZM no aço ARBL para 300rpm OFFSET +2: (a) MO, (b) MEV.

Figura 52: Lóbulo Superior: ZM no aço ARBL para 400rpm OFFSET +2: (a) MO, (b) MEV.

Figura 53: Lóbulo Superior: ZM no aço ARBL para 500rpm OFFSET +2: (a) MO, (b) MEV.

Figura 54: Lóbulo Inferior: ZM no aço ARBL para 300rpm OFFSET +2: (a) MO, (b) MEV.

Figura 55: Lóbulo Inferior: ZM no aço ARBL para 400rpm OFFSET +2: (a) MO, (b) MEV.

Figura 56: Lóbulo Inferior: ZM no aço ARBL para 500rpm OFFSET +2: (a) MO, (b) MEV.

No caso da ZM no lado TRIP, observa-se, tanto para o lóbulo superior quanto para o lóbulo inferior, que as microestruturas para o OFFSET +2 são similares às aquelas formadas na soldagem com OFFSET +1. Recristalização dinâmica ocorre de maneira similar, causando o refinamento de grão. Além disso, o aumento da velocidade de rotação não afeta significativamente o tamanho de grão recristalizado (Figuras 57-62).

Figura 57: Microscopia Óptica do Lóbulo Superior: ZM no aço com efeito TRIP para 300rpm OFFSET +2.

Figura 58: Microscopia Óptica do Lóbulo Superior: ZM no aço com efeito TRIP para 400rpm OFFSET +2.

Figura 59: Microscopia Óptica do Lóbulo Superior: ZM no aço com efeito TRIP para 500rpm OFFSET +2.

Figura 60: Microscopia Óptica do Lóbulo Inferior: ZM no aço com efeito TRIP para 300rpm OFFSET +2.

Figura 61: Microscopia Óptica do Lóbulo Inferior: ZM no aço com efeito TRIP para 400rpm OFFSET +2.

Figura 61: Microscopia Óptica do Lóbulo Inferior: ZM no aço com efeito TRIP para 500rpm OFFSET +2.

5.6. Ensaios Mecânicos: Microdureza e Tração

Os maiores picos de dureza, no lóbulo superior após a soldagem com OFFSET +1, podem ser observados na ZM do lado do aço ARBL para velocidades menores de rotação da ferramenta, como no caso de 300rpm. A dureza destas regiões diminui conforme aumenta a velocidade de rotação, tendo em vista as temperaturas mais elevadas e o aumento do tamanho médio dos grãos (figuras 63-65). A dureza na ZM do aço com efeito TRIP se mantém aproximadamente constante, tendo em vista que a velocidade de rotação da ferramenta não afetou significativamente o tamanho de grão recristalizado.

Figura 63: Perfil de Microdureza do Lóbulo Superior para o OFFSET +1: velocidade de rotação 300rpm.

Figura 64: Perfil de Microdureza do Lóbulo Superior para o OFFSET +1: velocidade de rotação 400rpm.

Figura 65: Perfil de Microdureza do Lóbulo Superior para o OFFSET +1: velocidade de rotação 500rpm.

A extensão da ZTA do aço ARBL no lóbulo superior cresce aumentando-se a velocidade de rotação da ferramenta, já que o aporte térmico é aumentado.

No lóbulo inferior para o OFFSET +1, podem ser observados que o valor médio de dureza na ZM do aço ARBL permanece aproximadamente constante (figuras 66-68) mesmo ocorrendo aumento no tamanho de grão conforme aumenta a velocidade de rotação. A dureza na ZM do aço com efeito TRIP também é aproximadamente a mesma para as velocidades de 300 e 400rpm (figuras 66-67). No entanto, ocorrem valores mais elevados de dureza para a velocidade de 500rpm devido ao teor mais elevado de Si na composição química do aço TRIP usado para este ensaio de soldagem (figuras 68).

Figura 66: Perfil de Microdureza do Lóbulo Inferior para o OFFSET +1: velocidade de rotação 300rpm.

Figura 67: Perfil de Microdureza do Lóbulo Inferior para o OFFSET +1: velocidade de rotação 400rpm.

Figura 68: Perfil de Microdureza do Lóbulo Inferior para o OFFSET +1: velocidade de rotação 500rpm.

No lóbulo superior para o OFFSET +2, a dureza média na ZM do aço ARBL é menor que no OFFSET +1 para as velocidades de 300 e 400 rpm devido ao menor aquecimento e à uma austenitização apenas parcial do aço ARBL (figuras 69-70). Isso se deve ao fato de que o maior deslocamento da ferramenta em direção ao aço TRIP reduz o aquecimento do aço ARBL durante a SFMM. Para a velocidade de rotação de 500rpm, a dureza da ZM do aço ARBL aumenta devido a um aumento do teor de martensita (figura 71). Isso está relacionado ao crescimento do aporte térmico com a velocidade de rotação, que causa consequentemente temperaturas mais elevadas durante a SFMM a 500 rpm. O refino de grão na ZM do aço com efeito TRIP causa pequenos picos de dureza (figuras 69-71).

Figura 69: Perfil de Microdureza do Lóbulo Superior para o OFFSET +2: velocidade de rotação 300rpm.

Figura 70: Perfil de Microdureza do Lóbulo Superior para o OFFSET +2: velocidade de rotação 400rpm.

Figura 71: Perfil de Microdureza do Lóbulo Superior para o OFFSET +2: velocidade de rotação 500rpm.

Assim como no lóbulo superior, no lóbulo inferior para o OFFSET +2, a dureza média na ZM do aço ARBL aumenta com a velocidade de rotação devido à ocorrência de temperaturas mais elevadas e, com isso, maiores teor de martensita (figuras 72-74). A dureza na ZM do aço com efeito TRIP se mantém aproximadamente constante (figuras 72-73) devido à desprezível variação do tamanho de grão recristalizado com a velocidade de rotação e o aporte térmico. No entanto, observa-se maiores valores de dureza para a SFMM a 500rpm devido ao teor mais elevado de Si na composição química do aço TRIP usado neste experimento (figura 74).

Figura 72: Perfil de Microdureza do Lóbulo Inferior para o OFFSET +2: velocidade de rotação 300rpm.

Figura 73: Perfil de Microdureza do Lóbulo Inferior para o OFFSET +2: velocidade de rotação 400rpm.

Figura 74: Perfil de Microdureza do Lóbulo Inferior para o OFFSET +2: velocidade de rotação 500rpm.

A ZTMA não pode ser evidenciada para nenhum dos casos investigados através dos perfis de microdureza, por se mostrar muito pequena ou por realmente não ocorrer.

A figura 75 apresenta micrografias da junta soldada a 500rpm e com OFFSET +1 na região do lóbulo inferior da ZM, aonde partículas do aço ARBL interpenetram o aço TRIP. As medições de microdureza indicam que esta região de partículas interpenetradas também é caracterizada por picos elevados de dureza. As áreas mais claras correspondem ao aço ARBL e as áreas mais escuras ao aço alto Mn com efeito TRIP.

Figura 75: Micrografia óptica do lóbulo inferior da ZM produzida a 500rpm e com OFFSET +1. O constituinte branco é o aço ARBL e o escuro é o aço TRIP.

Na figura 76, pode-se observar as curvas de tensão x deformação para os ensaios de tração realizados em corpos de prova dos metais de base. A média do limite de escoamento do aço TRIP é de 290MPa e o limite de resistência médio de 830MPa, apresentando um alongamento médio a fratura de 53%, enquanto que para o aço ARBL o limite de escoamento médio é de

520MPa, o limite de resistência é da ordem de 600MPa e o alongamento médio a fratura atinge 30%.

Figura 76: Curvas de tensão-deformação dos materiais de base.

Para os ensaios de tração das soldas realizadas, foram extraídos dois corpos de prova de cada tipo de solda. Pode-se observar que para a solda com velocidade de rotação de 300rpm, tanto para o OFFSET +1 quanto para o OFFSET +2 os corpos de prova romperam no metal de base ARBL, enquanto que, nos outros corpos de prova referentes às soldas com velocidade de rotação de 400 e 500rpm, a fratura ocorre na ZM (figuras 77-79).

Figura 77: Ensaio de Tração da solda com velocidade de rotação de 300rpm: (a) Corpo de Prova 1 e 2 da solda feita com OFFSET +1; (b) Corpo de Prova 1 e 2 da solda feita com OFFSET +2.

Figura 78: Ensaio de Tração da solda com velocidade de rotação de 400rpm: (a) Corpo de Prova 1 e 2 da solda feita com OFFSET +1; (b) Corpo de Prova 1 e 2 da solda feita com OFFSET +2.

Figura 79: Ensaio de Tração da solda com velocidade de rotação de 500rpm: (a) Corpo de Prova 1 e 2 da solda feita com OFFSET +1; (b) Corpo de Prova 1 e 2 da solda feita com OFFSET +2.

A partir das curvas tensão x deformação obtidas nos ensaios de tração dos corpos de prova acima, pôde-se determinar os valores do limite de escoamento a 0.2% de deformação plástica residual, do limite de resistência e do alongamento a fratura de cada corpo de prova.

Para a junta soldada produzida com velocidade de rotação de 300rpm e com OFFSET +1, o valor médio do limite de escoamento foi de 190MPa, enquanto o alongamento médio a fratura atingiu 26%. Na junta soldada com velocidade de rotação de 300rpm e com OFFSET +2, o valor médio do limite de escoamento foi de 177MPa e o valor médio do alongamento a fratura foi de 26% também

(figura 80).

No caso das juntas produzidas com a velocidade de rotação de 400rpm (figura 81), o percentual de alongamento a fratura, tanto para o OFFSET +1 quanto para o OFFSET +2, é menor se comparado com os valores de percentual de alongamento das juntas soldadas a 300rpm.

Já para as juntas soldadas a 500rpm (figura 82), os valores médios de limite de escoamento são sempre superiores àqueles observados nas soldas realizadas com 300 e 400rpm. Os percentuais de alongamento a fratura são similares (na faixa de 14% para o OFFSET +1 e 17% para o OFFSET +2) ao caso de 400 rpm e menores que para a velocidade de rotação de 300rpm.

(a)

(b)

	σ_{LE} (MPa)	σ_{LR} (MPa)	Alongamento (%)
CPI OFFSET +1	195	580	23,5
CP2 OFFSET +1	180	600	29
CPI OFFSET +2	160	575	26
CP2 OFFSET +2	195	550	26,5

Figura 80: Ensaio de Tração da solda com velocidade de rotação de 300rpm: (a) Gráfico dos ensaios de tração; (b) tabela com os valores referentes a cada corpo de prova.

(a)

(b)

	σ_{LE} (MPa)	σ_{LR} (MPa)	Alongamento (%)
CPI OFFSET +1	180	560	13,5
CP2 OFFSET +1	175	535	13,5
CPI OFFSET +2	255	630	21,5
CP2 OFFSET +2	240	620	22

Figura 81: Ensaio de Tração da solda com velocidade de rotação de 400rpm: (a) Gráfico dos ensaios de tração (b) tabela com os valores referentes a cada corpo de prova.

(a)

(b)

	σ_{LE} (MPa)	σ_{LR} (MPa)	Alongamento (%)
CPI OFFSET +1	280	530	14
CP2 OFFSET +1	280	540	14,5
CPI OFFSET +2	275	600	21
CP2 OFFSET +2	245	550	15,5

Figura 82: Ensaio de Tração da solda com velocidade de rotação de 500rpm: (a) Gráfico dos ensaios de tração (b) tabela com os valores referentes a cada corpo de prova.

A figura 83 reúne as curvas tensão x deformação dos corpos de prova que obtiveram o maior percentual de alongamento a fratura em cada ensaio de soldagem realizado. O maior percentual de alongamento a fratura foi alcançado na soldagem com velocidade de rotação da ferramenta de 300rpm e OFFSET +1. Ele atinge 30%, que corresponde ao alongamento a fratura do metal de base ARBL, indicando a boa qualidade deste corpo de prova e a adequação destes parâmetros para a SFMM de juntas de topo dissimilares do tipo TRIP-ARBL.

Figura 83: Gráfico do Ensaio de Tração: Tensão (MPa) x Alongamento (%) dos corpos de prova de cada soldas realizadas.

6. Conclusões

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

1. O aumento da velocidade de rotação da ferramenta aumenta o aporte térmico de soldagem;
2. O aumento do deslocamento da ferramenta em direção ao aço austenítico com efeito TRIP também contribui para aumentar o aporte térmico devido ao maior encruamento do aço TRIP;
3. A penetração de soldagem aumenta com a velocidade de rotação da ferramenta e com um maior deslocamento da ferramenta em direção ao aço TRIP devido ao crescimento do aporte térmico;
4. A SFMM produz em ambos os lados das juntas dissimilares uma microestrutura caracterizada por ZM e ZTA. Não é observada a formação de ZTMAs;
5. A SFMM produz na ZM do aço ARBL uma microestrutura polifásica, contendo misturas de ferrita acicular, bainita e martensita;
6. No entanto, a quantificação dos micro-constituintes requer o uso de técnicas mais avançadas, como EBSD ou MET;
7. O tamanho de grão médio na ZM do aço ARBL aumenta com o aporte térmico (ou seja com a velocidade de rotação e o deslocamento da ferramenta) devido à uma menor velocidade resfriamento;
8. A junta produzida com menor aporte térmico (300 RPM e Off +1) apresenta os maiores picos de dureza na ZM do aço TRIP devido à maior taxa de resfriamento e a microestrutura mais fina;
9. O lado TRIP da ZM não exhibe sinais de transformação de fase martensítica induzida por deformação e sofre recristalização dinâmica com a formação de uma austenita refinada em comparação com o metal de base;
10. O aporte térmico não altera significativamente a microestrutura recristalizada na ZM do aço TRIP;
11. O refinamento da austenita recristalizada parece ser maior para as velocidades de rotação de 400 e 500 RPM, aonde são atingidas temperaturas mais elevadas para a

ocorrência de recristalização dinâmica. A austenita mais fina causa pequenos picos de dureza em algumas regiões da ZM do aço TRIP para 400 e 500 RPM;

12. A fratura dos corpos de prova de tração ocorrem na ZM para 400 e 500 RPM e no metal de base ARBL para 300 RPM;
13. Apesar dos maiores picos de dureza, a junta produzida com menor aporte térmico (300 RPM e Off +1) apresenta o melhor desempenho no ensaio de tração, atingindo o maior percentual de alongamento a fratura. Isso se deve provavelmente à formação de ferrita acicular mais fina na ZM do aço ARBL com microestrutura entrelaçada e de maior tenacidade, se comparado com o metal de base ARBL.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] American Iron and Steel Institute. **The Steel Industry Technology Roadmap for Automotive**. Disponível em: www.autosteel.org/.
- [2] Disponível em: http://www.stahl-info.de/stahl_im_automobil/ultraleicht_stahlkonzepte/ulsab/ulsab_broschuere.pdf. Acessado em novembro/2010.
- [3] PERINI, F. G., (2008). **Propriedades Mecânicas e Microestruturais de Aços de Alta Resistência e Baixa Liga Soldados**. Dissertação, Universidade de Caxias do Sul.
- [4] CASTELO, A. M., (2008). **A economia brasileira e as propriedades do setor siderúrgico para 2008**. Disponível em: <http://www.ibs.org.br/siderurgiaemfoco%5CSiderurgiaNo7.pdf>. Acessado em: setembro/2012.
- [5] Disponível em: <http://www.lmc.ep.usp.br/>. Acessado em: janeiro/2013.
- [6] COSTA E SILVA, A. L. V., MEI, P. R., (2006). **Aços e Ligas Especiais**. ISBN 8521203829.
- [7] LÜCKEN, H., KERN, A., SCHRIEVER, U., KAISER, H.-J., (2008). **Modern steel design – High strength steel plates for commercial vehicles**. Proceedings of The second Conference Steels in Cars and Trucks (SCT) 2008, June 01 to 05, Wiesbaden, Germany.
- [8] COELHO, D. M. S., (2008). **Efeito da Temperatura de Austenitização no Processo de Têmpera e Partição**. Dissertação, PUC-Rio.
- [9] OLSEN, E., (2007). **Friction Stir Welding of High-Strength Automotive Steel**. Master Thesis, Brigham Young University, EUA.
- [10] CHUNG, K., LEE, W., KIM, D., KIM, J., CHUNG, K.H., KIM, C., OKAMOTO, K., WAGONER, R.H., (2010). **Macro-performance evaluation of friction stir welded automotive tailor-welded blank sheets: Part I - Material properties**. International Journal of Solids and Structures, 47 (7-8), pp. 1048-1062.
- [11] ZADPOOR, A.A., SINKE, J., BENEDICTUS, R., PIETERS, R., (2008). **Mechanical properties and microstructure of friction stir welded tailor-made blanks**. Materials Science and Engineering A, 494 (1-2), pp. 281-290.
- [12] BHADESHIA, H.K.D.H., DEBROY, T., (2009). **Critical assessment: Friction stir welding of steels**. Science and Technology of Welding and Joining, 14 (3), pp. 193-196.

- [13] COELHO, R., (2009). **Joining of light-weight materials by friction stir welding and laser beam welding**. Tese, Ruhr-Universität Bochum, Germany.
- [14] CHEN, Y.C., NAKATA, K., (2009). **Microstructural characterization and mechanical properties in friction stir welding of aluminum and titanium dissimilar alloys**. Materials and Design, 30 (3), pp. 469-474.
- [15] PIRES, I., QUINTINO, L., MIRANDA, R. M., GOMES, J. F. P., (2006). **Fume Emissions during Gas Metal Arc Welding**. Toxicological & Environmental Chemistry, 88 (3), pp. 385-394.
- [16] MAHONEY, M., NELSON, T., SORENSON, C., PACKER, S., (2010). **Friction stir welding of ferrous alloys: Current status**. Materials Science Forum, 638-642, pp. 41-46.
- [17] SMITH, C. B., HINRICHS, J. F., CRUSAN, W. A., LEVERETT, J., (2003). **Friction stir welding Stirrs Up Welding Process Competition**. Forming & Fabricating. 10 (2).
- [18] MAZZAFERRO, C. C. P., (2008). **Soldagem a ponto por Fricção e Mistura Mecânica de um Aço TRIP 800: Processo, Microestrutura e Propriedades**. Tese, UFRGS.
- [19] NIGRI, E., (2008). **Estudo exploratório da soldagem por fricção e mistura mecânica de um aço TRIP 800**. Dissertação, PUC-Rio.
- [20] MISHRA, R. S., MAHONEY, M. W., (2007). **Friction Stir Welding and Processing**. ASM International®, ISBN: 087170840X.
- [21] HOVANSKI, Y., SANTELLA, M.L., GRANT, G.J., (2007). **Friction stir spot welding of hot-stamped boron steel**. Scripta Materialia, 57 (9), pp. 873-876.
- [22] HOVANSKI, Y., SANTELLA, M.L., GRANT, G.J., (2007). **Friction stir spot welding of hot-stamped boron steel**. Scripta Materialia, 57 (9), pp. 873-876.
- [23] Disponível:
http://www.maxwell.lambda.ele.puc-rio.br/12414/12414_3.PDF. Acessado em: outubro/2012.
- [24] **Aços Microligados ARBL de alta resistência e baixa liga**. Disponível:
http://www.infomet.com.br/acos-e-ligas-conteudo-ler.php?cod_tema=9&cod_secao=10&cod_assunto=117&cod_conteudo=199.
 Acessado em janeiro/2013.
- [25] COSTA E SILVA, A. L. V., MEI, P. R., (2006). **Aços e Ligas Especiais**, ISBN 8521203829.

- [26] LÜCKEN, H., KERN, A., SCHRIEVER, U., KAISER, H.-J., (2008). **Modern steel design – High strength steel plates for commercial vehicles**. Proceedings of The second Conference Steels in Cars and Trucks (SCT) 2008, June 01 to 05, Wiesbaden, Germany.
- [27] PANNONI, F. D., (2001). **Aços estruturais**. Artigo técnico, disponível em: www.acominas.com.br/upload/produtos/perfis/caracteristicatecnicapf/artigostecnicos/geral_1.pdf. Açominas.
- [28] Disponível em: http://java.cimm.com.br/cimm/construtordepaginas/htm/3_24_10490.htm. Acessado em: agosto/2013.
- [29] JÚNIOR, R. F. P. **Nióbio**. Disponível em: https://sistemas.dnpm.gov.br/publicacao/mostra_imagem.asp?IDBancoArquivoArquivo=3976. Acessado em: outubro/2012.
- [30] DING, H., QIU, C., TANG, Z., ZENG, J., YANG, P., (2011). **Formability of TRIP/TWIP Steel Containing Manganese of 18.8%**. Journal of Iron and Steel Research International. 18(1): p.36-40.
- [31] GRÄSSEL, O., KRÜGER, L., FROMMEYER, G., MEYER, L. W., (2000). **High strength Fe-Mn-(Al, Si) TRIP/TWIP steels development – properties – application**. Int. J. Plast. 16. p.1391-1409.
- [32] TURTELTAUB, S., SUIKER, A.S.J., (2005). **Transformation-induced plasticity in ferrous alloys**. Journal of the Mechanics and Physics of Solids.
- [33] SATO, A., SOMA, K., MORI, T., (1982). **Acta Metall.** p.30, 1901.
- [34] RAABE, D., NEUGEBAUER, J., ROTERS, F., ZAEFFERER, S., WINNING, M., Hickel, T., PINTO, H., (2007/2008). **Steel – ab-initio: Quantum-Mechanics Guided Design of New Fe-based Materials**. Scientific Report, Max-Planck Institut für Eisenforschung GmbH. Disponível em: http://www.mpie.de/fileadmin/annual_reports/Annual_Report_2007_2008.pdf.
- [35] ROESER, W.F., WENSEL, H.T., (1951). **Berechnung von Liquidustemperaturen**. Stahl und Eisen 71, No.8, pp 399-402.
- [36] WIETBROCK, B., BAMBACH, M., SEUREN, S., HIRT, G., (2010). **Homogenization strategy and material characterization of high-manganese TRIP and TWIP steels**. Materials Science Forum, 638-642, pp. 3134-3139.
- [37] KINSEY, B., LIU, Z., & CAO, J., (2000). **A novel forming technology for tailor-welded blanks**. Journal of Materials Processing Technology, 99, 145-153.
- [38] Mi Z.-l., TANG, D., JIANG, H.-t., DAI, Y.-j., Li, S.-s., (2009). **Effects of annealing temperature on the microstructure and properties of the 25Mn-3Si-3Al TWIP steel**. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, 16 (2), pp. 154-158.

- [39] BHADSHIA, H.K.D.H., DEBROY, T., (2009). **Critical assessment: Friction stir welding of steels**. Science and Technology of Welding and Joining, 14 (3), pp. 193-196.
- [40] COELHO, R., (2009). **Joining of light-weight materials by friction stir welding and laser beam welding**. Tese, Ruhr-Universität Bochum, Germany.
- [41] GERLICH, A., SU, P., YAMAMOTO, M., NORTH, T.H., (2008). **Material flow and intermixing during dissimilar friction stir welding**. Science and Technology of Welding and Joining, 13 (3), pp. 254-264.
- [42] BHADSHIA, H.K.D.H., DEBROY, T., (2009). **Critical assessment: Friction stir welding of steels**. Science and Technology of Welding and Joining.
- [43] MAHONEY, M., NELSON, T., SORENSON, C., PACKER, S., (2010). **Friction stir welding of ferrous alloys: Current status**. Materials Science Forum, 638-642, pp. 41-46.
- [44] SATO, K., ICHINOSE, M., HIROTSU, Y., INOUE, Y., BRANDI, S.D., MELLO, F.D.H., (1992). **Soldagem Processos e Metalurgia**. Ed. Edgard Blücher. ISIJ Int. 29, 868-877.
- [45] LONDON, B., MAHONEY, M., BINEL, B., CALABRES, M., WALDRON, D., (2001). **Processings of Third Internation Symposium on Friction Stir Welding**. Kobe, Japan.
- [46] OHLWEILER O. A., (1978). **Química Analítica Quantitativa**. 2ª Ed. Rio de Janeiro: Livros técnicos e científicos. 663p.v. 2.
- [47] Instituto de Pesquisas Tecnológicas. (1984). **Métodos de análise química para aços**. 2ª Ed. n1119. 38p.
- [48] Disponível em:
demec.ufpr.br/pesquisas/superficie/material%20didatico/tm704_Metalurgia_Fisica/2011/7%20Spinoidal_e_eutetoide_2011.pdf – acessado em: 04/11/2013.
- [49] Disponível em:
www.if.ufrgs.br/tex/fiso1101/home.html - Acessado em: 07/11/2013.
- [50] Disponível em:
http://www.cnpem.br/pibic/files/2011/04/Eletroquimica_acos_inox.pdf - Acessado em: 07/11/2013
- [51] ZACKAY, V. F., PARKER, E. R., FAHR, D. and BUSH, R., (1967). Trans ASM60 25.
- [53] BHADSHIA, H.K.D.H., DEBROY, T., (2009). **Critical assessment: Friction stir welding of steels**. Science and Technology of Welding and Joining, 14 (3), pp. 193-196.

- [54] GERLICH, A., SU, P., YAMAMOTO, M., NORTH, T.H., (2008). **Material flow and intermixing during dissimilar friction stir welding**. Science and Technology of Welding and Joining, 13 (3), pp. 254-264.
- [55] MISHRA, R. S., MAHONEY, M. W., (2007). **Friction stir welding and processing**. ASM International®, ISBN: 087170840.
- [56] DIETER, G. E., (1988). **Mechanical Metallurgy**. Network, McGraw – Hill.
- [57] PORTER, D. A., EASTERLING, K. E., (1992). **Phase transformations and alloys**. London, Chapman & Hall.
- [58] PERINI, F. G., (2008). **Propriedades Mecânicas e Microestruturais de Aços de Alta Resistência e Baixa Liga Soldados**. Dissertação, Universidade de Caxias do Sul.
- [59] COSTA E SILVA, A. L. V., MEI, P. R., (2006). **Aços e Ligas Especiais**. ISBN 8521203829.
- [60] THORNTON, P. R., (1968). **Scanning electron microscopy, applications to materials and device science**. Chapman & Hall Ltda.
- [61] ZHOU, W., APKARIAN, R. P., WANG, Z. L., JOY, D., **Fundamentals of scanning electron microscopy**. Disponível em:
[http://home.ufam.edu.br/berti/nanomateriais/aulas%20pptx%20e%20livros/livro/Scanning%20Microscopy%20for%20Nanotechnology/Fundamentals%20of%20Scanning%20Electron%20Microscopy%20\(SEM\).pdf](http://home.ufam.edu.br/berti/nanomateriais/aulas%20pptx%20e%20livros/livro/Scanning%20Microscopy%20for%20Nanotechnology/Fundamentals%20of%20Scanning%20Electron%20Microscopy%20(SEM).pdf). Acessado em 15 de dezembro de 2013.
- [62] Disponível em:
<http://www.dsif.fee.unicamp.br/~furio/IE607A/SEM.pdf>. Acessado em 15 de dezembro de 2013.
- [63] HAINE, M. E., COSSLET, V. E., (1961). **The electron microscope**. Spon, London.
- [64] **An introduction to electron microscopy**. Disponível em:
[http://www.nanolab.ucla.edu/pdf/Introduction to EM booklet July 10.pdf](http://www.nanolab.ucla.edu/pdf/Introduction%20to%20EM%20booklet%20July%2010.pdf).
 Acessado em 14 de dezembro de 2013.
- [65] ANGELI, J., KNEISSE, A. C., FÜRECLER, E., (2006). Ätztechniken für die Phasencharakterisierung, von niedriglegierten, hochfesten Mehrphasenstählen. Austria Montanuniversität Leoben, Department Metallkunde u. Werkstoffprüfung. p. 489-494.