

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais  
PPGEM

**SOLDAGEM A PONTO POR FRICÇÃO E MISTURA MECÂNICA DE  
UM AÇO TRIP 800: PROCESSO, MICROESTRUTURA E  
PROPRIEDADES**

CÍNTIA CRISTIANE PETRY MAZZAFERRO

Tese de Doutorado

Porto Alegre

2008

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais  
PPGEM

SOLDAGEM A PONTO POR FRICÇÃO E MISTURA MECÂNICA DE  
UM AÇO TRIP 800: PROCESSO, MICROESTRUTURA E  
PROPRIEDADES

CÍNTIA CRISTIANE PETRY MAZZAFERRO

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGEM, como parte dos requisitos para obtenção do título de Doutor em Engenharia.

Área de Concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais

Porto Alegre  
Dezembro de 2008

Esta tese foi julgada adequada para a obtenção do título de Doutor em Engenharia, área de concentração em Ciência e Tecnologia dos Materiais, e aprovada em sua forma final, pelos orientador e co-orientador, e pela Banca Examinadora do Programa de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker, PPGEM-UFRGS, Brasil.

Co-orientador: Dr. Jorge Fernandez dos Santos, GKSS Forschungszentrum Geesthacht GmbH, Geesthacht, Alemanha.

Banca examinadora:

Prof. Dr. Afonso Reguly, PPGEM/UFRGS, Porto Alegre, Brasil

Prof. Dr. Arnaldo Rubén Gonzalez, DEMEC/UFRGS, Porto Alegre, Brasil

Prof. Dr. Marco Antônio Durlo Tier, DECC/URI, Santo Ângelo, Brasil

Prof. Dr. Carlos Perez Bergmann

Coordenador do PPGEM

*“A gente pensa uma coisa, acaba escrevendo outra e o leitor entende uma terceira coisa... e, enquanto se passa tudo isso, a coisa propriamente dita começa a desconfiar que não foi propriamente dita.”*

*A COISA, Mário Quintana*

## AGRADECIMENTOS

---

Ao meu orientador no Brasil, Prof. Telmo Strohaecker, pela atenção, por me dar suporte sempre que necessário e também por proporcionar a realização de parte do doutorado na Alemanha.

Ao meu orientador na Alemanha, Dr. Jorge dos Santos, pelas valiosas dicas e oportunidades durante o desenvolvimento do meu trabalho no GKSS Forschungszentrum.

Ao CNPq pelo aporte financeiro no Brasil e à CAPES (através do Programa PROBRAL) e GKSS Forschungszentrum GmbH pelo aporte financeiro na Alemanha.

À Petra Fischer, do Laboratório de Metalografia do GKSS, pelas diversas tentativas de ataque químico das minhas amostras (felizmente algumas com êxito) e ao Uwe Lorenz, do Grupo de Física dos Metais do GKSS, que nunca fez objeção quanto ao uso do MEV de seu Grupo.

Aos colegas do *Solid State Joining Group Processes* por toda atenção, ajuda e Amizade.

Aos colegas do LAMEF/UFRGS, principalmente ao Prof. Afonso Reguly por esclarecer algumas dúvidas de metalurgia física e ao Prof. Carlos Kiewtniewski pelas palavras encorajadoras.

Ao meu marido José Mazzaferro, que mais do que meu Amor, é meu Cúmplice, por todo carinho e por sempre acreditar em mim e me incentivar.

À Princesa Bruna Petry Mazzaferro, minha companheirinha, por todas as noites em que dormiu no sofá para estar perto de mim enquanto eu estudava e por “entender” as diversas vezes em que eu disse que não podia brincar com ela porque precisava estudar.

À minha Querida Amiga Feliciane Brehm, pela valiosa Amizade e por todas as palavras de incentivo.

À Família Petry, por todo Amor e confiança na minha capacidade profissional.

A Deus, por me dar forças para não desistir, principalmente neste último ano de tese.

# SUMÁRIO

---

LISTA DE FIGURAS .....	VIII
LISTA DE TABELAS .....	XV
LISTA DE EQUAÇÕES .....	XVII
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS .....	XVII
RESUMO .....	XIX
ABSTRACT .....	XX
1 INTRODUÇÃO .....	1
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	3
2.1 AÇOS COM PLASTICIDADE INDUZIDA POR DEFORMAÇÃO:	
AÇOS TRIP.....	3
2.1.1 Processamento dos Aços TRIP .....	6
2.1.1.1 Aços TRIP Laminados a Frio .....	6
2.1.2 Influência dos Elementos de Liga.....	8
2.1.3 Estabilização da Austenita .....	10
2.2 SOLDAGEM A PONTO POR FRICÇÃO E MISTURA MECÂNICA .....	13
3 MATERIAIS E MÉTODOS .....	20
3.1 MATERIAL.....	20
3.2 MÉTODOS .....	21
3.2.1 Ferramenta de Soldagem .....	21
3.2.2 Produção das Juntas .....	22
3.2.3 Microscopia Ótica e Eletrônica de Varredura.....	25
3.2.4 Ensaios de Microdureza Vickers .....	27
3.2.5 Ensaios de Cisalhamento .....	28
4 RESULTADOS .....	29
4.1 FORÇA, TORQUE E APORTE DE ENERGIA .....	29
4.2 MACRO E MICROESTRUTURAS .....	32
4.2.1 Zona 1: Zona de mistura (ZM) .....	37
4.2.2 Zona 2: Zona Termomecanicamente Afetada (ZTMA).....	40
4.2.3 Zona 3: Zona Termicamente Afetada (ZTA).....	42
4.3 MICRODUREZAS .....	47
4.4 CISALHAMENTO .....	51

5	DISCUSSÃO DOS RESULTADOS.....	60
5.1	PROCESSO .....	60
5.2	MICROESTRUTURAS.....	64
5.3	PROPRIEDADES MECÂNICAS .....	71
6	CONCLUSÕES.....	75
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....	77
8	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	78
	APÊNDICE A: Gráficos de Força, Torque e Deslocamento.....	91
	APÊNDICE B: Perfis de Microdurezas: Linhas L1, L2 e L3 .....	97
	APÊNDICE C: Presença de Zinco nas Superfícies de Fraturas em Cisalhamento .....	99

## LISTA DE FIGURAS

---

Figura 1	Curvas tensão-deformação verdadeiras para aços TRIP, mostrando a sua alta taxa de encruamento em comparação à dos aços SAE4340 <sup>(4)</sup> .....	3
Figura 2	Microestrutura de um aço TRIP (0,21%C-1,55%Mn-1,55%Si) obtida em microscópio ótico, revelada usando ataque com Nital e aquecimento em forno. PF=ferrita poligonal; BF=bainita; RA=austenita retida <sup>(8)</sup> .....	4
Figura 3	Representação esquemática do efeito TRIP <sup>(14)</sup> .....	5
Figura 4	Locais de utilização do aço TRIP, além de outros aços avançados de alta resistência, no Porsche Cayenne e no Volkswagen Tuareg <sup>(15)</sup> .....	5
Figura 5	Esquema das possíveis rotas de produção de um aço TRIP: (1) laminado a quente; (2) laminado a frio. Temperaturas e tempos de processo indicados são similares aos empregados industrialmente. $\alpha$ =ferrita alotriomorfa; $\gamma$ =austenita; B=bainita; M=martensita <sup>(16)</sup> .....	6
Figura 6	(a) Esquema do ciclo de tratamento térmico empregado para aços TRIP laminados a frio. (b) Diagrama Fe-C pseudo-binário para o teor de 1,5% Mn, mostrando as mudanças no teor de carbono da austenita durante o tratamento <sup>(18)</sup> .....	7
Figura 7	Esquema representando a evolução microestrutural durante o tratamento isotérmico em aços TRIP. $\alpha$ =ferrita; $\gamma$ =austenita; TF=ferrita epitaxial, B=bainita; $\gamma_R$ =austenita retida <sup>(21)</sup> .....	8
Figura 8	Influência dos elementos de liga nas cinéticas de transformações em aços TRIP <sup>(21)</sup> .....	9
Figura 9	Micrografias feitas em microscópio eletrônico de transmissão mostrando morfologias de austenita em um aço TRIP: (a) ilhas isoladas de austenita retida ( $\gamma$ ) na matriz ferrítica ( $\alpha$ ); (b) filmes de austenita retida ao longo do contorno de grão da bainita; (c) partículas de austenita retida com forma acicular na matriz ferrítica <sup>(38)</sup> .....	11
Figura 10	Esquema mostrando a variação da deformação $\epsilon$ na austenita ( $\gamma$ ), que aumenta com o aumento da fração de ferrita ( $\alpha$ ) em seus contornos de grão (de (a) para (b)). As deformações nos grãos de austenita seguem a seguinte ordem: $\epsilon_0 > \epsilon_1 > \epsilon_2 > \epsilon_3 > \epsilon_4 > \epsilon_5 > \epsilon_6 > \epsilon_7$ <sup>(42)</sup> .....	12

Figura 11	Esquema mostrando o efeito da temperatura e tensão na transformação da austenita em martensita em um aço TRIP <sup>(43)</sup> .....	13
Figura 12	Representação esquemática do processo de soldagem a ponto por fricção e mistura mecânica (SPFMM). Adaptado de Mazzaferro et al. <sup>(49)</sup> .....	14
Figura 13	Diferentes zonas formadas após o processo de SPFMM em um aço TRIP 800: ZM=zona de mistura; ZTMA=zona termomecanicamente afetada; ZTA=zona termicamente afetada; MB=metal base. Microestruturas mostradas perto da superfície da chapa superior. Ataque Nital 1%. Parâmetros de soldagem utilizados: 1600 rpm, velocidade de penetração da ferramenta de 0,1 mm/s, tempo de mistura de 2s <sup>(51)</sup> .....	16
Figura 14	Esquema mostrando o fluxo de material gerado nos processos de SPFMM <sup>(52)</sup> ..	16
Figura 15	Mistura mecânica de material em um aço USIBOR 1500. Ataque Nital 1%. Parâmetros de soldagem utilizados: 1200 rpm, velocidade de penetração da ferramenta de 0,3 mm/s, tempo de mistura de 2s <sup>(54)</sup> .....	17
Figura 16	Microestrutura do metal-base, observada em (a) MO (ataque LePera) e (b) MEV (ataque Nital 1%). $\alpha$ =ferrita, $\alpha_B$ =ferrita bainítica, $\gamma_r$ =austenita retida... 20	20
Figura 17	Diagrama TTT para o aço em estudo. Os valores das temperaturas indicadas no diagrama são mostrados no quadro ao lado. $W_S$ =temperatura de início de formação da ferrita de Widmanstätten; $B_S$ =temperatura de início de formação da bainita; $M_S$ =temperatura de início de formação da martensita.....	21
Figura 18	Ferramenta de soldagem em PCBN empregada para a produção das juntas... 22	22
Figura 19	Ferramenta de soldagem em Ferrotitanit: (a) antes da tentativa de produção de juntas; (b) após a tentativa de produção de juntas (o pino foi totalmente consumido devido ao desgaste severo).....	22
Figura 20	(a) Pórtico de soldagem utilizado para a produção das amostras; (b) cabeçote de soldagem, enfatizando a ferramenta de PCBN. ....	23
Figura 21	Representação dos parâmetros de soldagem empregados para a produção das soldas. ....	24
Figura 22	Esquema mostrando como foram feitas as identificações no microdurômetro Zwick Roell Identec ZHV. ....	27
Figura 23	Geometria e dimensões dos corpos de prova para os ensaios de cisalhamento. .	28

Figura 24	Curvas mostrando as mudanças em força e torque, assim como da profundidade de penetração (deslocamento da ferramenta) durante a produção de corpo-de-prova para ensaio em cisalhamento. Condição 1600 rpm – 2s. ..	29
Figura 25	Média dos valores de força F1 e de torque máximos para cada condição em estudo, obtidos a partir dos três corpos-de-prova para ensaios de cisalhamento. ....	30
Figura 26	Aporte de energia médio calculado usando a equação 1, para cada condição em estudo.....	32
Figura 27	Macroestruturas das juntas produzidas para cada condição de soldagem, salientando as diferentes zonas formadas. MO, ataque com Nital 1%.....	33
Figura 28	Macrografias mostrando o aspecto geral da região próxima ao pino para todas as condições, enfatizando o correspondente fluxo de material adjacente ao pino. Ataque com LePera. ....	35
Figura 29	Linha de zinco formada na zona I. Nesta figura são evidenciados o comprimento da linha de ligação (CLL) e distância entre a parede do furo deixado pelo pino e a linha de zinco (DPZ). Condição 2400 rpm – 2s. ....	36
Figura 30	Esquema mostrando diferentes zonas e subzonas formadas nas juntas em consequência do processo: 1=ZM, 2=ZTMA e 3=ZTA. MB é o metal-base, não afetado.....	37
Figura 31	Microestruturas representativas da subregião 1A para cada condição em estudo. O furo deixado pelo pino após o processo encontra-se na parte esquerda. Em algumas regiões estão salientadas as ferritas alotriomorfa ( $\alpha_a$ ) e de Widmanstätten ( $\alpha_w$ ). MEV, ataque Nital 1%. ....	38
Figura 32	Microestruturas que podem ser encontradas na subzona 1A. $\alpha_a$ =ferrita alotriomorfa; $\alpha_w$ =ferrita de Widmanstätten; $B_U$ =bainita superior; $B_C$ =bainita coalescida; M=martensita; MA=martensita-austenita. Condição 2400 rpm – 2s. Para referência, o furo deixado pelo pino da ferramenta encontra-se à esquerda. MEV, ataque Nital 1%. ....	39
Figura 33	Comparação entre microestruturas na zona de mistura: (a) subzona 1A e (b) subzona 1B. $\alpha_a$ =ferrita alotriomorfa; $\alpha_w$ =ferrita de Widmanstätten; $B_U$ =bainita superior; $B_C$ =bainita coalescida; M=martensita; MA=martensita-austenita. Condição 2000 rpm – 2s. O furo deixado pelo pino da ferramenta após o processo encontra-se à esquerda. MEV, ataque Nital 1%. ....	40

Figura 34	Microestruturas na ZM, subzona 1B, para cada condição. $\alpha_a$ =ferrita alotriomorfa; $\alpha_w$ =ferrita de Widmanstätten; $B_U$ =bainita superior; $B_C$ =bainita coalescida; M=martensita, MA=martensita-austenita. Para referência, o furo deixado pelo pino da ferramenta encontra-se à esquerda. MEV, ataque Nital 1%.....	41
Figura 35	Micrografias mostrando as microestruturas na ZTMA observadas no (a) MO (condição 2400 rpm – 3s, ataque LePera) e (b) MEV (condição 1600 rpm – 2s, ataque Nital 1%). $\alpha$ =ferrita; $\gamma_r$ =austenita retida; $B_C$ =bainita coalescida e M=martensita. Em (a), o furo deixado pelo pino da ferramenta encontra-se à direita, enquanto que em (b), à esquerda.....	42
Figura 36	Microestruturas representando a ZTMA para cada condição em estudo. $\alpha$ =ferrita; $\gamma_r$ =austenita retida; $B_C$ =bainita coalescida; M= martensita. Para referência, o furo deixado pelo pino encontra-se à esquerda. MEV, ataque Nital 1%.....	43
Figura 37	(a) Micrografia ótica mostrando a transição entre as subzonas 3A e 3B na ZTA: a quantidade de austenita na subzona 3A (de cor clara) é maior do que na subzona 3B, enquanto que nesta última subzona, a quantidade de bainita é maior do que na 3A. (b) Micrografia do MB, para comparação. Em ambas micrografias, o furo deixado pelo pino encontra-se à esquerda. Condição 2400 rpm – 3s. Ataque LePera. ....	44
Figura 38	Comparação das microestruturas resultantes nas subzonas 3A (a) e 3B (b). $\alpha$ =ferrita (cor azul ou marrom); $\gamma_r$ =austenita retida (cor branca); $\alpha_B$ =bainita ferrítica (cor preta). Condição 2000 rpm – 2s. Para referência, o furo deixado pelo pino encontra-se no lado direito. MO, ataque LePera. ....	44
Figura 39	Microestrutura na subzona 3A. $\alpha$ =ferrita; $\gamma_r$ =austenita retida; $\alpha_B$ =bainita ferrítica; M= martensita. O furo deixado pelo pino da ferramenta encontra-se à esquerda. Condição 1600 rpm – 3s (a) e 1600 – 2s (b). O furo deixado pelo pino encontra-se à esquerda. MEV, ataque Nital 1%.....	45
Figura 40	Microestruturas representando a ZTA, subzona 3A, para cada condição em estudo. $\alpha$ =ferrita; $\gamma_r$ =austenita retida. Para referência, o furo deixado pelo pino encontra-se no lado esquerdo. MEV, ataque Nital 1%.....	46

Figura 41	Microestrutura na subzona 3B da ZTA. $\alpha$ =ferrita; $\gamma_r$ =austenita retida; $\alpha_B$ =bainita ferrítica. O furo deixado pelo pino da ferramenta encontra-se à esquerda. Condição 2000 rpm – 3s. MEV, ataque Nital 1%.....	47
Figura 42	Microestruturas representando a ZTA, subzona 3B, para cada condição em estudo. $\alpha$ =ferrita; $\gamma_r$ =austenita retida; $\alpha_B$ = bainita ferrítica. O furo deixado pelo pino encontra-se à esquerda. MEV, ataque Nital 1%.....	48
Figura 43	Comparação entre os perfis de dureza para as diferentes velocidades de rotação utilizando os tempos de mistura de 2s e 3s. Foi considerada a medição na linha L2 (distante 0,70 mm da superfície da chapa superior).....	49
Figura 44	Comparação dos perfis de dureza em cada velocidade de rotação para os dois tempos de mistura. As identificações foram feitas linha L2. Também são mostradas as larguras aproximadas das zonas/subzonas formadas: 1+2=ZM+TMAZ; 3A=subzona 3A da ZTA; 3B= subzona 3B da ZTA.....	50
Figura 45	Força máxima atingida durante o ensaio de cisalhamento para cada condição de soldagem. Média de três corpos-de-prova por condição. A linha pontilhada indica o valor mínimo recomendado pela norma AWS D8.1M <sup>(87)</sup> .....	51
Figura 46	Trincas observadas nas amostras 2000 rpm – 3s – 1 (a) e 2400 rpm – 3s – 1 (b) após ensaios de cisalhamento. ....	52
Figura 47	Superfícies de fratura dos corpos-de-prova ensaiados em cisalhamento, analisadas na região que sofreu tração. Foram selecionados aqueles que apresentaram menores valores de pico de força durante o ensaio (estes valores estão mostrados entre parênteses).....	53
Figura 48	Superfície de fratura da amostra 1600 rpm – 2s – 2. Apesar de ter apresentado maior valor de força (5,33 kN) durante o ensaio do que a amostra constante na Figura 47, esta amostra apresentava algumas poucas áreas com clivagem.....	54
Figura 49	Metalografias transversais às fraturas das amostras ensaiadas em cisalhamento. Para cada condição são mostradas as amostras que apresentaram menores (a) e maiores (b) valores de pico de força no ensaio de cisalhamento. Ataque LePera. ....	56
Figura 50	Micrografia ótica mostrando zinco na superfície de fratura de uma amostra testada em cisalhamento, confirmado pelo EDX realizado no MEV. Amostra 2000 rpm – 2s – 3. Ataque LePera. ....	57

Figura 51	Imagens feitas no MEV mostrando (a) trinca principal propagando ao longo da linha de zinco, sem nenhuma influência da microestrutura; (b) quando termina a linha de zinco, a trinca segue pela microestrutura, que no final da fratura se encontra bem deformada. Amostra 2000 – 2s – 3. Ataque Nital 1%. ....	57
Figura 52	Nesta amostra (1600 – 2s – 2), quando a linha de zinco tornou-se descontínua, houve desvio da propagação da trinca para a microestrutura. MEV, ataque Nital 1%. ....	58
Figura 53	Trincas secundárias através da ferrita alotriomorfa. Amostras 2400 – 3s – 1 (a) e 2400 – 3s – 3 (b). MEV, ataque Nital 1%. ....	58
Figura 54	Microestrutura na ZTMA, mostrando que não houve transformação da austenita retida em martensita devido ao carregamento durante ensaio de cisalhamento. ....	59
Figura 55	Imagens mostrando o zinco sendo retirado da superfície da chapa superior; a quantidade de zinco aumenta de (a) para (c), como indicado pelas setas. ....	60
Figura 56	Comportamento do revestimento de zinco em diferentes etapas do processo de SPFMM. ....	64
Figura 57	Bainita coalescida: (a) presente na ZM, condição 1600 rpm – 3s; (b) encontrada em um aço ao carbono soldado por eletrodo revestido <sup>(113)</sup> . B <sub>C</sub> =bainita coalescida; B <sub>U</sub> =bainita superior; M=martensita. ....	66
Figura 58	Esquema mostrando a formação da bainita coalescida <sup>(113)</sup> . ....	67
Figura 59	Sumário dos fatores envolvidos na SPFMM de aços TRIP, baseado nos resultados e discussões deste trabalho. ....	74
Figura A1	Gráficos de força, torque e deslocamento (profundidade de penetração da ferramenta) para a condição 1600 rpm – 2s. O número posterior à condição faz referência à amostra ensaiada em cisalhamento. ....	91
Figura A2	Gráficos de força, torque e deslocamento (profundidade de penetração da ferramenta) para a condição 1600 rpm – 3s. O número posterior à condição faz referência à amostra ensaiada em cisalhamento. ....	92
Figura A3	Gráficos de força, torque e deslocamento (profundidade de penetração da ferramenta) para a condição 2000 rpm – 2s. O número posterior à condição faz referência à amostra ensaiada em cisalhamento. ....	93

Figura A4	Gráficos de força, torque e deslocamento (profundidade de penetração da ferramenta) para a condição 2000 rpm – 3s. O número posterior à condição faz referência à amostra ensaiada em cisalhamento. ....	94
Figura A5	Gráficos de força, torque e deslocamento (profundidade de penetração da ferramenta) para a condição 2400 rpm – 2s. O número posterior à condição faz referência à amostra ensaiada em cisalhamento. ....	95
Figura A6	Gráficos de força, torque e deslocamento (profundidade de penetração da ferramenta) para a condição 2400 rpm – 3s. O número posterior à condição faz referência à amostra ensaiada em cisalhamento. ....	96
Figura A7	Perfis de dureza para cada condição em estudo. L1 e L2 correspondem às distâncias de 0,35 e 0,70 mm a partir da superfície superior da chapa de cima, respectivamente, e L3 corresponde à distância de 0,60 mm a partir da superfície inferior da chapa de baixo. ....	98
Figura A8	Presença de zinco nas superfícies de todas as amostras testadas em cisalhamento, sugerindo que a trinca de fratura seguiu a linha de zinco formada pelo fluxo de material. MO, ataque Nital 1%. ....	99

## LISTA DE TABELAS

---

Tabela I	Composição química do TRIP 800 empregado neste estudo (% em peso), fornecida pela Arcelor. ....	20
Tabela II	Procedimento desenvolvido e empregado na preparação de amostras para análise metalográfica. ....	25
Tabela III	Comprimento da linha de ligação (CLL) e distância entre a parede do furo deixado pelo pino e a linha de zinco (DPZ) em cada condição em estudo. ....	36

## LISTA DE EQUAÇÕES

---

Equação 1

$$Q_{aplic} = \sum_{n=1}^{n=N} Força(n) (x_n - x_{n-1}) + \sum_{n=1}^{n=N} Torque(n) \omega(n) \Delta t$$

## LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

---

<b>Termo</b>	<b>Significado</b>
<i>A<sub>C1</sub></i>	temperatura acima da qual, no diagrama Fe-C, ferrita e austenita coexistem (no aquecimento)
<i>A<sub>C3</sub></i>	temperatura acima da qual, no diagrama Fe-C, a microestrutura é totalmente austenítica (no aquecimento)
<i>B<sub>S</sub></i>	temperatura de início de formação da bainita (no resfriamento)
<i>CLL</i>	comprimento da linha de ligação
<i>DPZ</i>	distância entre a parede do furo deixado pelo pino e o final da linha de zinco
<i>EFE</i>	energia de falha de empilhamento da austenita
<i>G<sub>α</sub></i>	energia livre da ferrita
<i>G<sub>γ</sub></i>	energia livre da austenita
<i>MB</i>	metal-base
<i>MEV</i>	microscópio eletrônico de varredura
<i>MO</i>	microscópio ótico
<i>M<sub>S</sub></i>	temperatura de início de formação da martensita (no resfriamento)
<i>SFMM</i>	soldagem por fricção e mistura mecânica
<i>SPFMM</i>	soldagem a ponto por fricção e mistura mecânica
<i>TRIP</i>	plasticidade induzida por deformação (no inglês, TRansformation Induced Plasticity)
<i>W<sub>S</sub></i>	temperatura de início de formação da ferrita de Widmanstätten (no resfriamento)
<i>ZM</i>	zona de mistura
<i>ZTA</i>	zona termicamente afetada
<i>ZTMA</i>	zona termomecanicamente afetada

$B_C$	bainita coalescida
$B_U$	bainita superior
$M$	martensita
$MA$	constituente martensita-austenita
$\alpha$	ferrita alotriomorfa (ou poligonal)
$\alpha_B$	ferrita bainítica
$\alpha_W$	ferrita de Widmanstätten
$\gamma_r$	austenita retida

## RESUMO

---

Este trabalho teve por objetivo verificar a possibilidade de obtenção de juntas de um aço TRIP 800 através do processo de soldagem a ponto por fricção e mistura mecânica (SPFMM), e relacionar processo, microestruturas e propriedades mecânicas nestas soldas. Além da caracterização microestrutural, ensaios de microdureza e de cisalhamento foram efetuados para entender o comportamento mecânico das juntas. As amostras foram produzidas utilizando-se uma ferramenta de nitreto de boro cúbico (PCBN) e três diferentes velocidades de rotação da ferramenta – 1600, 2000 e 2400 rpm – assim como dois diferentes tempos de mistura (*dwell times*), 2 e 3s.

Após a execução das soldas, devido aos ciclos térmicos e deformações impostas pelo processo, foram observadas três diferentes zonas nas juntas: a zona de mistura (ZM), a zona termomecanicamente afetada (ZTMA), e a zona termicamente afetada (ZTA). Os tamanhos destas zonas variaram de acordo com a condição de soldagem empregada. De um modo geral, eles aumentaram com o aumento da velocidade de rotação, não tendo sido observadas mudanças significativas com o aumento do tempo de mistura.

Como o aço TRIP empregado neste estudo possuía uma camada de zinco em sua superfície, após o processo foi observada uma linha contendo zinco na ZM. Foi observado o comportamento do revestimento de zinco em diferentes etapas do processo, até a formação desta linha de zinco. Os ensaios de cisalhamento mostraram que a presença da linha de zinco é o fator de maior importância com relação às propriedades mecânicas, porém a microestrutura também possui influência na etapa final da fratura. Levando estes fatos em consideração, foi proposta a sequência de fratura das amostras durante os ensaios de cisalhamento.

As soldas realizadas com velocidade de rotação de 2000 rpm foram as que apresentaram os melhores resultados em cisalhamento, pois nos dois tempos de mistura empregados, a média dos valores de força no ensaio de cisalhamento foi pelo menos igual à mínima recomendada em soldas a ponto por resistência elétrica.

## ABSTRACT

---

The aim of this work was to verify the feasibility of producing friction stir spot welds of a TRIP 800 steel and correlate process, microstructures and mechanical properties in these joints. In addition to the microstructural characterization, microhardness and lap-shear tests were performed in order to understand the mechanical behavior of the joints. The samples were produced using a polycrystalline cubic boron nitrides (PCBN) tool and three different rotational speeds – 1600, 2000 and 2400 rpm – and two different dwell times, 2 and 3s.

After the welding, due to the thermal cycles and deformations imposed by the process, three different zones were observed in the joints: the stir zone (SZ), the thermomechanically affected zone (TMAZ), and the heat affected zone (HAZ). The widths of these zones were dependent of the welding condition employed. In a general way, they increased by increasing the rotational speed, and it was not observed a significant change in their widths by increasing the dwell time.

The TRIP steel employed in this study had a zinc coating on both surfaces. After the process, it was observed a remnant zinc line in the SZ. It was showed the zinc coating behavior in different steps in the welding process, including the zinc line formation. The lap-shear tests have demonstrated that the zinc line was the factor of major influence regarding the mechanical properties. However the microstructure also played a role at the final of the fracture process. Taking these facts into account, it was also proposed a fracture sequence of the samples during lap-shear tests.

The welds produced at tool rotational speed of 2000 rpm have presented the best performance in lap-shear tests, because at the two dwell times employed, the average of the load values observed was at least equal to the minimum recommended for resistance spot welds.

# 1 INTRODUÇÃO

---

A busca por veículos mais leves, que consomem menos combustível e poluem menos, aliado à segurança, levou ao desenvolvimento dos aços avançados de alta resistência (no inglês *advanced high strength steels*, ou AHSS). Estes aços apresentam resistências superiores a 500 MPa com boa conformabilidade, e incluem aços como os *dual-phase* (DP), *complex-phase* (CP), martensíticos (M ou MART) e os que apresentam o efeito de plasticidade induzida por deformação (TRIP). A utilização de aços avançados de alta resistência em alguns veículos (através da substituição não só de material, mas de projeto de componentes) pode gerar reduções de peso em pelo menos 20% <sup>(1; 2)</sup>, com melhor desempenho em testes de colisão e sem aumentos de custos.

Vantagens técnicas e econômicas também têm sido demonstradas através da utilização de soldagem a ponto por fricção e mistura mecânica (SPFMM) como processo de união. A substituição da soldagem a ponto por resistência elétrica pela Mazda gerou uma economia de energia de 99% em ligas de alumínio e de 80% em ligas de aço e redução de investimentos em equipamentos em 40% para ambos os materiais <sup>(3)</sup>.

No entanto, apesar da grande tendência de utilização de aços avançados de alta resistência na indústria automobilística, os processos de união mais utilizados ainda são soldagem a ponto por resistência elétrica e por laser – apesar das limitações e/ou dificuldades que apresentam.

Deste modo, a produção de juntas de aços avançados de alta resistência utilizando SPFMM torna-se muito atrativa.

Este trabalho teve por objetivo entender e explicar as interrelações entre processo, microestruturas e propriedades mecânicas em juntas de um aço TRIP 800 produzidas por SPFMM.

Após definir o material com o qual se trabalharia, a etapa seguinte neste trabalho foi obter as juntas. Para tanto, como não há dados na literatura sobre a soldagem por fricção destes aços e, portanto, os parâmetros de processo que poderiam ser utilizados eram desconhecidos, fez-se uma série de soldas preliminares em diferentes condições de soldagem, utilizando-se uma ferramenta de nitreto de boro cúbico (PCBN). As juntas

obtidas foram então analisadas visual e metalograficamente. Os resultados destes testes preliminares mostraram que não era possível obter juntas utilizando velocidades de rotação e tempos de mistura menores do que 1500 rpm e 2s, respectivamente. Ao final, decidiu-se produzir as amostras para metalografia e ensaios de cisalhamento utilizando três diferentes velocidades de rotação de ferramenta – 1600, 2000 e 2400 rpm – assim como dois diferentes tempos de mistura, 2 e 3s.

Como as microestruturas neste aço, tanto iniciais quanto após processamento, são bem refinadas, a caracterização microestrutural foi efetuada sobretudo em microscópio eletrônico de varredura (MEV). Porém, análises em microscópio ótico (MO) utilizando o reativo de LePera facilitaram a identificação de algumas fases.

Perfis de microdureza e ensaios de cisalhamento foram efetuados para explicar o comportamento mecânico das juntas. As superfícies de fratura das amostras foram analisadas no MEV e, após, foram feitos cortes transversais às fraturas para análise em microscópio ótico com o objetivo de determinar *onde* e *como* ocorreram as fraturas.

Na revisão bibliográfica deste trabalho, Capítulo 2, são abordadas as características dos aços TRIP, incluindo sua metalurgia e processamento, assim como as características do processo de soldagem a ponto por fricção e mistura mecânica. O Capítulo 3 é dedicado à descrição do procedimento experimental adotado. Resultados e discussão foram abordados separadamente nos Capítulos 4 e 5, respectivamente. As principais conclusões deste trabalho estão apresentadas no Capítulo 6, e enquanto o Capítulo 7 traz as sugestões para trabalhos futuros, as referências bibliográficas utilizadas nesta tese estão citadas no Capítulo 8.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste capítulo serão abordados alguns aspectos fundamentais sobre a metalurgia física dos aços com plasticidade induzida por deformação (conhecidos como aços TRIP): efeito TRIP, processamento, influência de elementos de liga, entre outros. Também será feita uma breve discussão sobre o processo de soldagem a ponto por fricção e mistura mecânica, apresentando suas características. Por fim, serão abordados algumas características referentes à soldagem destes aços TRIP utilizando diferentes processos.

### 2.1 AÇOS COM PLASTICIDADE INDUZIDA POR DEFORMAÇÃO: AÇOS TRIP

Zackay et al. <sup>(4)</sup> 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 observaram que a martensita produzida durante deformação evitava a deformação plástica localizada através do aumento da taxa de encruamento, o que conferia a estes aços aumento na resistência e ductilidade, como mostrado na Figura 1 <sup>(4)</sup>. Este efeito ficou conhecido como “plasticidade induzida por deformação” (no inglês, “Transformation Induced Plasticity”, ou TRIP).

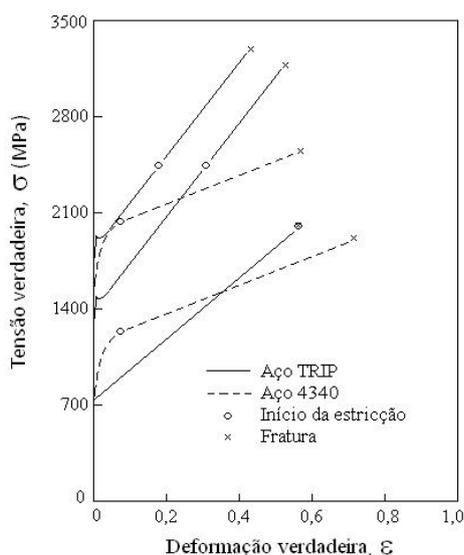


Figura 1 Curvas tensão-deformação verdadeiras para aços TRIP, mostrando a sua alta taxa de encruamento em comparação à dos aços SAE4340<sup>(4)</sup>.

Porém, de acordo com a patente <sup>(5)</sup>, estes aços possuíam diversos elementos de liga: em suas composições típicas havia níquel, cromo, molibdênio, manganês e silício e, este fato, aliado ao tratamento térmico ao qual eles deveriam ser submetidos, os tornava onerosos. Mais tarde, pesquisadores da Nippon Steel Corporation obtiveram efeitos similares em aços de médio carbono ligados com silício e manganês <sup>(6; 7)</sup>. Nestes aços, frações de austenita retida eram obtidas através de tratamento térmico em duas etapas – recozimento no campo intercrítico seguido de transformação isotérmica no campo bainítico. Este foi o início do desenvolvimento desta nova classe de aços TRIP<sup>1</sup>.

Os aços TRIP possuem microestrutura composta tipicamente por ferrita, bainita e austenita retida, podendo ainda conter alguma martensita, como pode ser visto na Figura 2 <sup>(8)</sup>. São caracterizados pela excelente combinação de alta resistência mecânica (aproximadamente 600 a 800 MPa) e alta ductilidade (25-30% de alongamento). Usualmente, estes aços possuem 0,1-0,25% C, 1,0-2,0% Mn e 1,0-2,5% Si (% em massa) <sup>(9-11)</sup>. O manganês é um elemento estabilizador da austenita; o silício retarda a precipitação de carbonetos a partir da austenita, enriquecendo-a em carbono, o que permite que ela seja retida à temperatura ambiente. Quando deformado plasticamente ocorre transformação gradual da austenita em martensita, evitando a estrição e resultando em maior alongamento uniforme <sup>(12-14)</sup>.

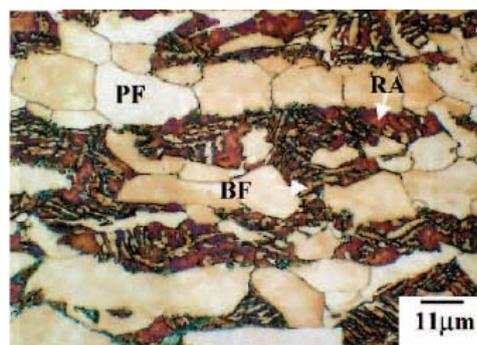


Figura 2 Microestrutura de um aço TRIP (0,21%C-1,55%Mn-1,55%Si) obtida em microscópio ótico, revelada usando ataque com Nital e aquecimento em forno. PF=ferrita poligonal; BF=bainita; RA=austenita retida <sup>(8)</sup>.

---

<sup>1</sup> Alguns autores denominam estes aços TRIP baixa liga de “aços assistidos pelo efeito TRIP”, visando diferenciá-los daqueles aços TRIP originais que possuíam matriz totalmente austenítica. No presente estudo, os aços TRIP baixa liga serão referenciados simplesmente como “aços TRIP”.

A representação esquemática do efeito TRIP está mostrada na Figura 3<sup>(14)</sup>. Quando é aplicada uma carga externa (1), a austenita retida se transforma em martensita na região de concentração de deformação (2), e após, como resposta à deformação, ocorre transformação martensítica nas regiões vizinhas (3).

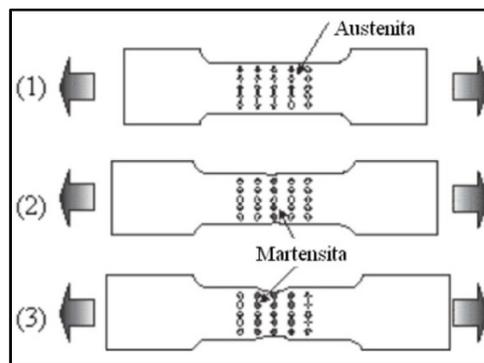


Figura 3 Representação esquemática do efeito TRIP<sup>(14)</sup>.

Devido às suas características, os aços TRIP são utilizados em componentes estruturais de automóveis, para absorção de impacto em colisões, como mostrado na Figura 4<sup>(15)</sup>.

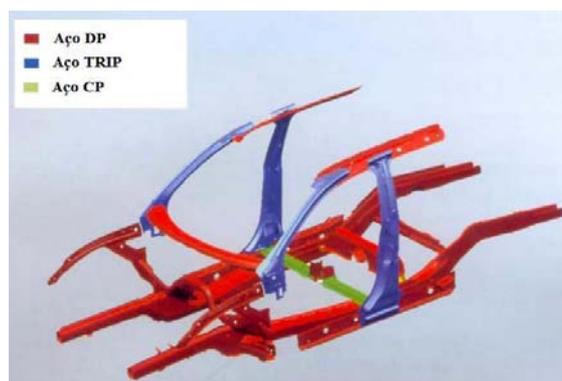


Figura 4 Locais de utilização do aço TRIP, além de outros aços avançados de alta resistência, no Porsche Cayenne e no Volkswagen Tuareg<sup>(15)</sup>.

### 2.1.1 Processamento dos Aços TRIP

Existem duas rotas para a produção destes aços<sup>(16; 17)</sup>, como mostrado na Figura 5<sup>(16)</sup>: através de laminação a quente no campo austenítico, com subsequente resfriamento controlado até a temperatura ambiente (a austenita transforma-se parcialmente em ferrita alotriomorfa e parcialmente em bainita); ou através de laminação a frio seguida de aquecimento no campo intercrítico (temperatura entre  $A_{c1}$  e  $A_{c3}$  no diagrama Fe-C), gerando uma microestrutura composta por ferrita e austenita, com subsequente tratamento isotérmico para transformação parcial da austenita em bainita, e por fim, resfriamento.

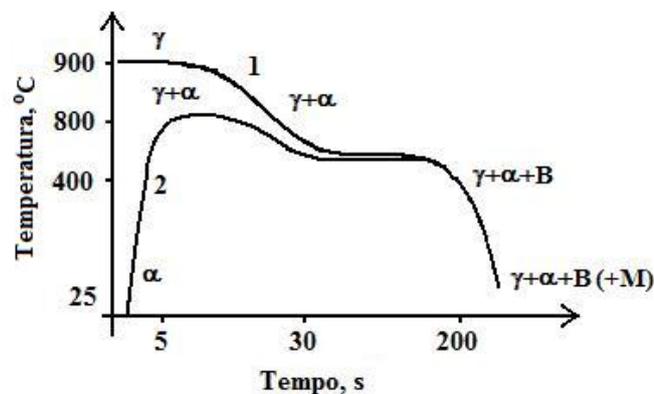


Figura 5 Esquema das possíveis rotas de produção de um aço TRIP: (1) laminado a quente; (2) laminado a frio. Temperaturas e tempos de processo indicados são similares aos empregados industrialmente.  $\alpha$ =ferrita alotriomorfa;  $\gamma$ =austenita; B=bainita; M=martensita<sup>(16)</sup>.

Como o aço TRIP utilizado neste trabalho é laminado a frio, será dada maior ênfase a este processamento.

#### 2.1.1.1 Aços TRIP Laminados a Frio

A Figura 6 mostra o processamento dos aços TRIP laminados a frio<sup>(18)</sup>. Durante o recozimento intercrítico, usualmente realizado em temperaturas onde se obtém microestruturas em que as proporções volumétricas de ferrita e austenita são 50:50 ou 40:60<sup>(19; 20)</sup>, o carbono na austenita aumenta para 0,3-0,4% (peso) como resultado da sua partição entre a ferrita e a austenita. Após o recozimento intercrítico, o aço é resfriado

rapidamente até a temperatura de formação bainítica, citado como ótima na literatura quando entre  $M_S+10/30\text{ }^\circ\text{C}$  <sup>(19; 20)</sup>, e mantido isotermicamente por determinado período, que pode variar entre 3 e 8 minutos. Uma alta taxa de resfriamento ( $>30\text{ }^\circ\text{C/s}$ ) entre as temperaturas de recozimento e bainítica é necessária para evitar a formação de ferrita ou perlita nesta etapa. No entanto, a taxa de resfriamento inicial deve ser menor quando a temperatura ainda está mais alta do que  $A_{c1}$ , para que haja enriquecimento da austenita em carbono. Na temperatura de transformação bainítica, as partículas remanescentes de austenita diminuem em tamanho e tornam-se enriquecidas em carbono ( $\sim 1-1,5\%$ C, em peso). A transformação bainítica acontece a uma temperatura abaixo de  $T_0$  ( $T_0$  é a temperatura na qual  $G_\alpha = G_\gamma$ , onde  $G_\alpha$  e  $G_\gamma$  são as energias livres da ferrita e da austenita de idêntica composição, respectivamente). Esta condição, quando é plotada em um gráfico “temperatura vs. teor de carbono”, é chamada de linha  $T_0$ . Para um tratamento isotérmico na faixa de temperaturas de formação da bainita, a energia livre da ferrita é menor do que a da austenita no início da transformação, e esta é a força-motriz para a transformação bainítica. À medida que a transformação ocorre, o carbono é expulso da bainita para a austenita, enriquecendo a austenita remanescente. A transformação bainítica termina quando o teor de carbono atinge a linha  $T_0$ , pois a partir deste ponto  $G_\gamma < G_\alpha$ .

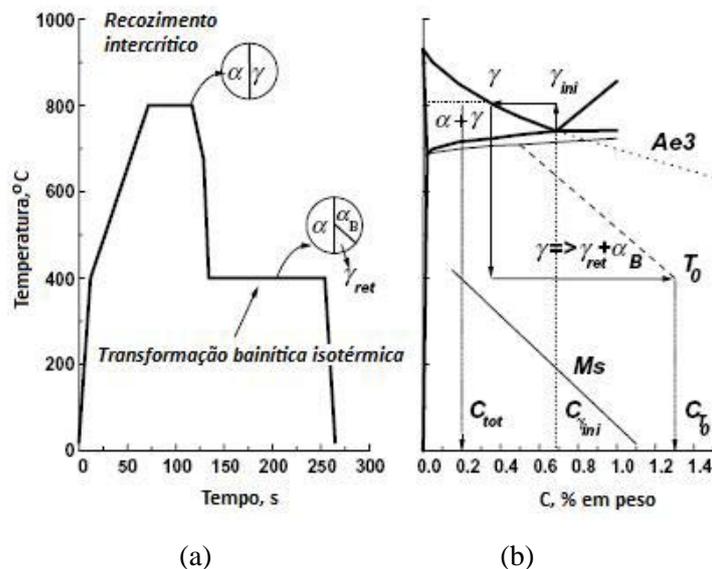


Figura 6 (a) Esquema do ciclo de tratamento térmico empregado para aços TRIP laminados a frio. (b) Diagrama Fe-C pseudo-binário para o teor de 1,5% Mn, mostrando as mudanças no teor de carbono da austenita durante o tratamento <sup>(18)</sup>.

A evolução microestrutural durante o tratamento isotérmico, proposta por Parish<sup>(21)</sup>, é mostrada na Figura 7. Durante o recozimento subcrítico, a microestrutura é composta por ferrita  $\alpha$  e austenita  $\gamma$ , Figura 7(a). A Figura 7(b) mostra a transformação parcial da austenita em ferrita epitaxial, *TF*, durante o tratamento isotérmico. Note que existe um gradiente de concentração de carbono na austenita, devido à rejeição do carbono da ferrita transformada, representado por diferentes tons de cinza no campo  $\gamma$ . A transformação da austenita em bainita (B) é representada na Figura 7(c); o enriquecimento adicional em carbono torna a austenita remanescente  $\gamma_R$  estável.

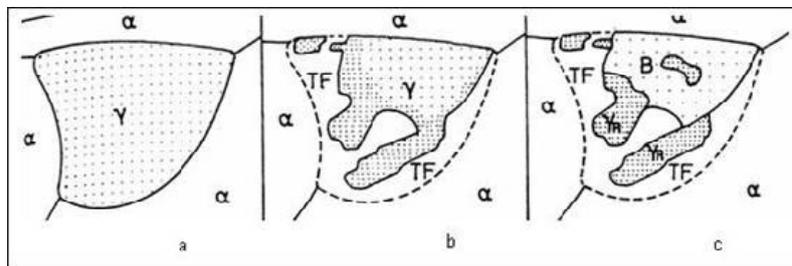


Figura 7 Esquema representando a evolução microestrutural durante o tratamento isotérmico em aços TRIP.  $\alpha$ =ferrita;  $\gamma$ =austenita; TF=ferrita epitaxial, B=bainita;  $\gamma_R$ =austenita retida<sup>(21)</sup>.

### 2.1.2 Influência dos Elementos de Liga

Elementos de liga são adicionados aos aços TRIP visando<sup>(10; 21; 22)</sup>:

- otimizar o volume e teor de carbono da austenita retida;
- evitar a precipitação de carbonetos;
- evitar a formação de perlita;
- aumentar a resistência do aço através de endurecimento por solução sólida da ferrita.

Os elementos de liga típicos em aços TRIP são carbono, manganês e silício. Como o silício forma uma camada de óxido na superfície da chapa durante o tratamento térmico, o que posteriormente dificulta a formação da camada protetora durante o processo de galvanização a quente, existe uma tendência de substituição deste elemento por alumínio<sup>(23-26)</sup>.

A influência de alguns elementos de liga nas cinéticas de transformações destes aços está mostrada esquematicamente na Figura 8, e maior detalhamento será feito a seguir.

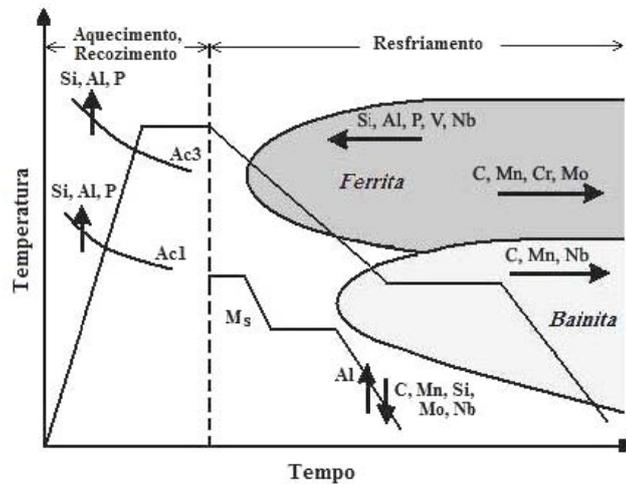


Figura 8 Influência dos elementos de liga nas cinéticas de transformações em aços TRIP <sup>(21)</sup>.

- Carbono: é o elemento químico com maior poder de estabilização da austenita, por sua influência na temperatura de início de formação da martensita ( $M_s$ ).
- Manganês: ele aumenta a solubilidade do carbono na austenita, e assim como o carbono, é um elemento estabilizador da austenita, mas em menor escala. Porém, este elemento tende a segregar durante solidificação, o que leva à formação de estruturas bandeadas durante o processo de laminação, onde suas concentrações são maiores (a formação de estruturas bandeadas é maior quanto maior for o teor de manganês) <sup>(20)</sup>. Isto significa que após o tratamento para obtenção da microestrutura típica neste aço, poderá haver maior quantidade de austenita retida nestas regiões.
- Silício: elemento estabilizador da ferrita, reduz a atividade do carbono na ferrita. Por apresentar baixa solubilidade na cementita, retarda a sua precipitação, deixando mais carbono disponível para enriquecer a austenita.
- Alumínio: assim como o silício, o alumínio é um elemento ferritizante e inibe a formação de carbonetos. Ele é endurecedor da ferrita, mas como o seu efeito de aumento de endurecimento por solução sólida é menor do que

o do silício, algumas vezes outros elementos de liga (como fósforo, nióbio) são adicionados para compensar o decréscimo em resistência <sup>(27)</sup>. Além disso, a cinética de transformação no campo bainítico é mais rápida em aços com adição de alumínio <sup>(28; 29)</sup>, e alguns autores <sup>(30-32)</sup> mostraram que com este elemento consegue-se maior refinamento da austenita retida e aumento do teor de carbono nela, o que a estabiliza contra a transformação induzida por deformação em maior escala do que o silício.

- Fósforo: além de possuir um forte efeito de endurecimento por solução sólida, o fósforo é usado em aços TRIP como inibidor de carbonetos principalmente quando em conjunto com silício e alumínio <sup>(18; 21; 22)</sup>, promovendo assim o aumento na quantidade de austenita retida. Ele também é uma alternativa para substituição parcial do silício com o objetivo de melhorar a galvanização a quente nos aços TRIP, sendo que a adição de 0,05 a 0,1% seria suficiente <sup>(18; 33)</sup>. De Cooman salienta que os efeitos negativos do fósforo, ou seja, a formação de Fe<sub>3</sub>P, ocorreria em teores deste elemento maiores do que 0,25%.
- Nióbio: devido ao seu efeito de refinador de grão, o nióbio aumenta a resistência de aços TRIP <sup>(34)</sup>. De acordo com Hulka <sup>(15)</sup>, o refinamento da microestrutura induz a maiores quantidades de austenita retida devido ao seu maior enriquecimento em carbono e diminuição da sua temperatura M<sub>S</sub>.

### 2.1.3 Estabilização da Austenita

A estabilização da austenita contra a transformação martensítica foi estudada por diversos autores <sup>(8; 11; 23; 35-41)</sup>. Os fatores que contribuem para a sua estabilização durante deformação são teor de carbono, tamanho de grão, morfologia e distribuição na microestrutura.

Nos aços TRIP, a austenita pode apresentar as morfologias mostradas na Figura 9 <sup>(38)</sup>, que são:

- blocos isolados na matriz ferrítica ou em fronteiras de grãos, adjacentes ou não à bainita (Figura 9a);
- filmes finos ao longo dos contornos de grão da bainita (Figura 9b);

- formas aciculares finas e isoladas na matriz ferrítica (Figura 9c).

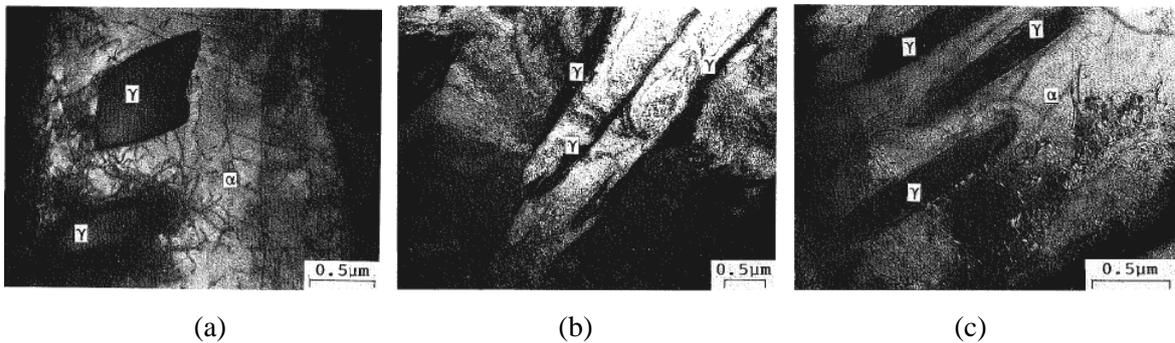


Figura 9 Micrografias feitas em microscópio eletrônico de transmissão mostrando morfologias de austenita em um aço TRIP: (a) ilhas isoladas de austenita retida ( $\gamma$ ) na matriz ferrítica ( $\alpha$ ); (b) filmes de austenita retida ao longo do contorno de grão da bainita; (c) partículas de austenita retida com forma acicular na matriz ferrítica (38).

Outro fator importante na estabilidade da austenita é o comportamento de fases vizinhas a ela durante deformação e suas interações<sup>(8; 42)</sup>. Por exemplo, quando um aço é deformado no campo intercrítico, a deformação acomodada em um determinado grão de austenita dependerá da quantidade de ferrita vizinha a ele, e também da espessura desta ferrita, que normalmente não é constante ao longo dos contornos de grão de austenita. Isto cria uma distribuição não-homogênea de deformação nos grãos de austenita, como mostrado esquematicamente na Figura 10, onde se observa que um grão de austenita cercado por menor quantidade de ferrita acomoda maior deformação do que outro cercado por maior quantidade. Apesar de este conceito ter sido inicialmente desenvolvido para explicar a heterogeneidade na cinética de recristalização em aços deformados no campo intercrítico, ele pode ser também utilizado para explicar a influência de fases adjacentes a austenita na sua estabilidade mecânica.

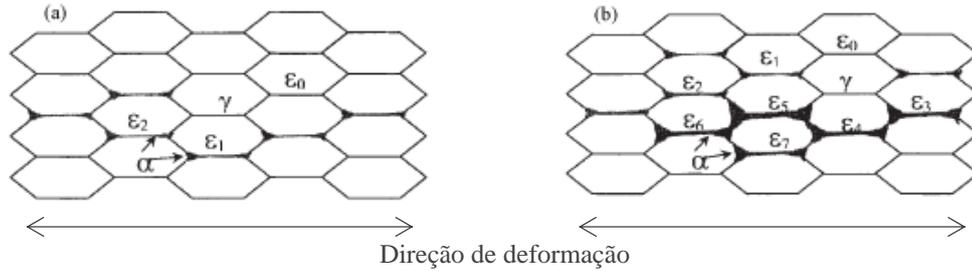


Figura 10 Esquema mostrando a variação da deformação  $\varepsilon$  na austenita ( $\gamma$ ), que aumenta com o aumento da fração de ferrita ( $\alpha$ ) em seus contornos de grão (de (a) para (b)). As deformações nos grãos de austenita seguem a seguinte ordem:  $\varepsilon_0 > \varepsilon_1 > \varepsilon_2 > \varepsilon_3 > \varepsilon_4 > \varepsilon_5 > \varepsilon_6 > \varepsilon_7$  <sup>(42)</sup>.

A transformação austenita-martensita também é dependente da tensão e da temperatura empregadas <sup>(10; 24; 35; 43; 44)</sup>, como mostra a Figura 11 <sup>(43)</sup>. Nesta Figura 11,  $M_s$  representa a temperatura na qual a austenita pode se transformar espontaneamente em martensita, sem aplicação de deformação, enquanto que  $M_d$  é a temperatura acima da qual a austenita é estável e não há transformação induzida por deformação. A partir da temperatura  $M_s$ , quando há um aumento na tensão, núcleos de martensita pré-existentes podem ser ativados com o aumento da temperatura (nucleação assistida por tensão), trecho AB na Figura 11. A temperatura  $M_s^\sigma$  é a temperatura acima da qual a transformação da martensita é assistida por deformação plástica devido à geração de novos núcleos (sobretudo discordâncias) para sua nucleação, e nucleação adicional ocorre na interseção de bandas de deformação e de cisalhamento. Nesta temperatura, a tensão necessária para iniciar a transformação martensítica é igual ao limite de escoamento da austenita (ponto B), e acima dela, trecho BC, a austenita é deformada e a nucleação da martensita é induzida por deformação. Ao atingir a temperatura  $M_d$ , a transformação da austenita em martensita é suprimida devido à estabilidade mecânica da austenita nesta temperatura <sup>(43)</sup>. A maior temperatura resulta em maior energia de falha de empilhamento (EFE) <sup>(10; 45)</sup> e portanto menor força-motriz para a transformação. Talonen et al. <sup>(46)</sup> citam que isso acontece porque o aumento na EFE pode impedir a formação de bandas de cisalhamento com espessura suficiente para nuclear a martensita.

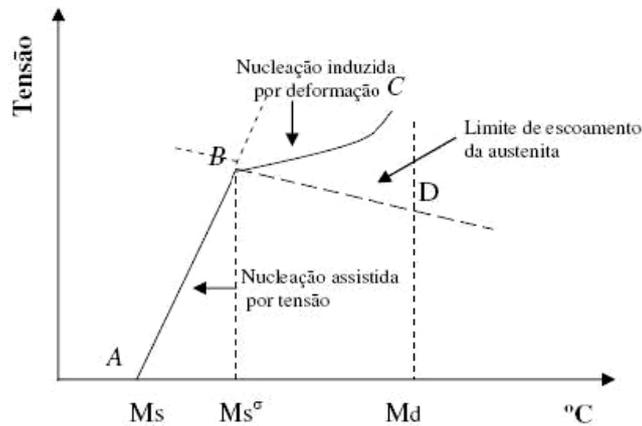


Figura 11 Esquema mostrando o efeito da temperatura e tensão na transformação da austenita em martensita em um aço TRIP<sup>(43)</sup>.

De acordo com Van Slycken et. al<sup>(24)</sup>, o limite de escoamento da austenita é influenciado pela taxa de deformação durante carregamento e pela temperatura, ambos possuindo efeitos opostos: (1) em baixas deformações, quando o aumento de temperatura devido ao aquecimento adiabático é relativamente limitado, podem ser observadas maiores taxas de transformação e menores mobilidades de discordâncias; (2) em maiores deformações, quando o aumento de temperatura é importante<sup>(47; 48)</sup>, será favorecido o movimento de discordâncias; a taxa de transformação será reduzida, a energia devido à falha de empilhamento da austenita aumentará, e o efeito de endurecimento por solução sólida de alguns elementos poderá diminuir.

## 2.2 SOLDAGEM A PONTO POR FRICÇÃO E MISTURA MECÂNICA

O processo de soldagem a ponto por fricção e mistura mecânica – SPFMM – é uma técnica de união no estado sólido: nele, a energia térmica gerada pela fricção de uma ferramenta contra as superfícies de chapas a serem soldadas é utilizado para plastificá-las e, então, através de mistura mecânica, soldá-las.

Como o aporte térmico é bem localizado, e não excede a temperatura de fusão dos materiais, através deste processo obtêm-se juntas com boas propriedades mecânicas e baixa

distorção. Em comparação aos processos de soldagem ao arco elétrico ou por resistência elétrica, é consumida menor quantidade de energia para a realização da solda, não há geração de fumos, radiação ou faíscas. Este processo utiliza uma ferramenta não-consumível, não requer material de adição ou gás de proteção para efetuar a solda e tampouco necessita de preparo químico das superfícies dos materiais a serem soldados (é ecologicamente correto!). O processo pode ser utilizado para a obtenção de juntas de materiais similares e dissimilares.

A Figura 12 mostra um esquema do processo de SPFMM. Na primeira etapa, a ferramenta em rotação, composta por pino e ombro, é forçada contra as chapas a serem soldadas sob uma determinada pressão. Esta pressão gera calor devido à fricção entre as chapas e o pino, plastificando o material das chapas. O pino penetra totalmente nas chapas, até que o ombro toca a superfície da chapa superior. Quando o pino atinge uma profundidade pré-estabelecida nas chapas, a ferramenta é mantida em rotação durante um determinado período de tempo, plastificando e misturando mecanicamente os materiais das chapas, etapa 2; e finalmente a ferramenta é retirada, etapa 3. Ao término do processo, remanesce na junta um “furo” com o perfil do pino.

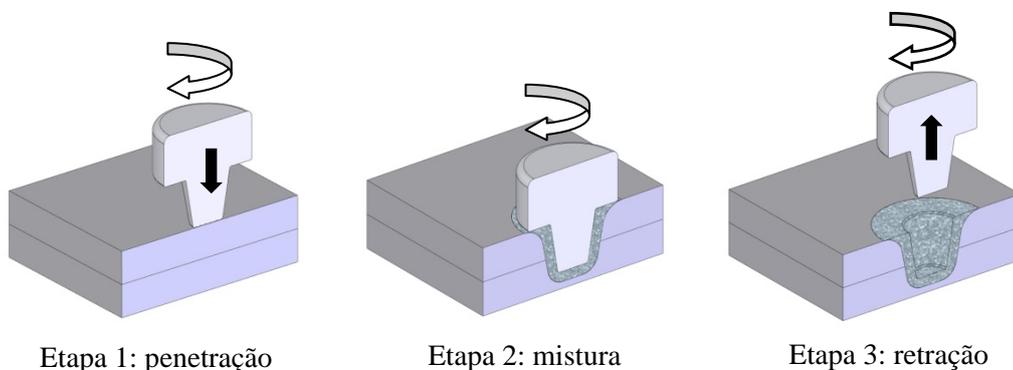


Figura 12 Representação esquemática do processo de soldagem a ponto por fricção e mistura mecânica (SPFMM). Adaptado de Mazzaferro et al. <sup>(49)</sup>.

Existem duas variantes no processo de SPFMM: controle por deslocamento e controle por força <sup>(50)</sup>. No controle por deslocamento, a profundidade de penetração do pino é pré-setada e quando ela é atingida durante o processo, o tempo de mistura é aplicado. Já no controle por força, a força é pré-setada. A desvantagem de uso de controle por força é que seria interessante prever a temperatura que será atingida durante o processo e saber o

comportamento do material nesta temperatura (deformação, escoamento), pois caso contrário a profundidade de penetração da ferramenta (do pino e do ombro) pode ser excessiva ou abaixo do necessário.

Na SPFMM são importantes como parâmetro de processo:

- velocidade de rotação da ferramenta;
- profundidade de penetração (tanto do pino quanto do ombro na chapa superior);
- tempo de mistura (conhecido no inglês como *dwel time*, tempo em que o pino, após ter alcançado a profundidade desejada nas chapas, continua a rotacionar);
- velocidade de penetração da ferramenta nas chapas;
- força aplicada na ferramenta/chapas;
- geometria da ferramenta.

Estes parâmetros têm influência direta nas propriedades da zona de ligação entre as chapas, pois são responsáveis pelo aporte de calor, fluxo de material, tamanho de zona de ligação, microestruturas, dureza e geometria da interface entre as chapas.

Neste processo existe a formação de três zonas distintas na interface de união:

- zona de mistura (ZM), onde a intensa deformação plástica acompanhada de elevada temperatura leva à recristalização do material e à mistura dos materiais das chapas superior e inferior;
- zona termomecanicamente afetada (ZTMA), caracterizada por um menor grau de deformação plástica do material em relação à ZM e um nível moderado de temperatura, dando origem à recuperação e/ou recristalização do material;
- zona termicamente afetada (ZTA), onde normalmente não se observa a deformação nos grãos mas a temperatura pode atingir níveis suficientes para causar mudanças microestruturais, como por exemplo recuperação.

O tamanho destas zonas dependerá não só do material que está sendo soldado, mas também dos parâmetros utilizados. A Figura 13 mostra a micrografia de um aço TRIP 800, salientando estas diferentes zonas <sup>(51)</sup>.

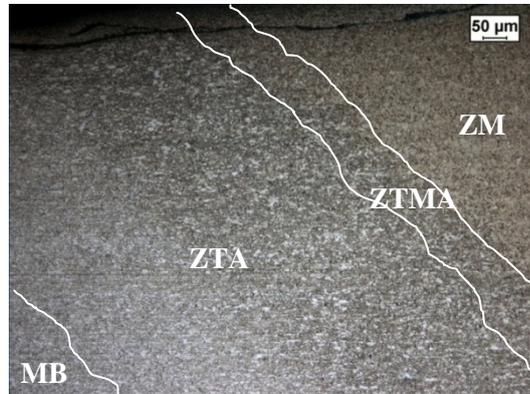


Figura 13 Diferentes zonas formadas após o processo de SPFMM em um aço TRIP 800: ZM=zona de mistura; ZTMA=zona termomecanicamente afetada; ZTA=zona termicamente afetada; MB=metal base. Microestruturas mostradas perto da superfície da chapa superior. Ataque Nital 1%. Parâmetros de soldagem utilizados: 1600 rpm, velocidade de penetração da ferramenta de 0,1 mm/s, tempo de mistura de 2s <sup>(51)</sup>.

Durante o processo de SPFMM, ocorrem duas zonas distintas de fluxo de material na zona de mistura: uma zona de fluxo interna, adjacente ao pino, e outra externa, onde o material se move em espiral <sup>(52; 53)</sup>, como mostrado esquematicamente na Figura 14. A Figura 15 mostra a mistura mecânica (*intermixing*), provocado pelo fluxo de material, em um aço USIBOR 1500 na região adjacente ao pino, que penetrou até a interface das chapas (o comprimento do pino era igual à espessura da chapa superior). O material em cor branca é alumínio, utilizado para proteção contra corrosão neste aço.

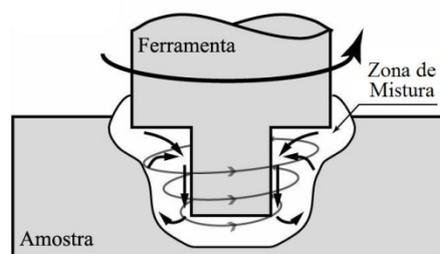


Figura 14 Esquema mostrando o fluxo de material gerado nos processos de SPFMM <sup>(52)</sup>.



Figura 15 Mistura mecânica de material em um aço USIBOR 1500. Ataque Nital 1%. Parâmetros de soldagem utilizados: 1200 rpm, velocidade de penetração da ferramenta de 0,3 mm/s, tempo de mistura de 2s<sup>(54)</sup>.

### 2.3 SOLDAGEM DE AÇOS TRIP UTILIZANDO OUTROS PROCESSOS

Como não existem dados em literatura referentes a SPFMM de aços TRIP, neste item serão abordados alguns aspectos referentes à soldagem destes aços através de outros processos. Algo que é importante salientar é que estes aços são empregados essencialmente na indústria automotiva, e para a obtenção de microestruturas “otimizadas”, ou seja, ferrita, bainita e austenita retida, esta última que seja estável suficiente para não se transformar em martensita durante o resfriamento após tratamento isotérmico, mas que possa se transformar durante carregamento, são utilizados (como já dito anteriormente) elementos de liga como carbono, manganês e silício. Porém, devido a estes elementos de liga, o carbono equivalente é elevado, o que torna a soldagem destes aços problemática, não só pela facilidade de formação de microestruturas frágeis, mas também pela susceptibilidade de ocorrerem fraturas interfaciais durante carregamento.

Em soldas a ponto por resistência elétrica de aços TRIP, algumas adequações ao processo para evitar falhas interfaciais devido a defeitos de solidificação ou microestruturas duras e frágeis são:

- utilização de maiores tempos de soldagem, para diminuir a taxa de resfriamento<sup>(55; 56)</sup>;
- emprego de revenimento durante<sup>(55)</sup> ou pós-solda<sup>(57)</sup>;
- utilização de aços com menores teores de carbono (produção de soldas dissimilares)<sup>(55)</sup>.

Outro fato que dificulta a soldagem em chapas sobrepostas não só de aços TRIP, mas de aços usados na indústria automobilística em geral, é a presença de zinco em suas superfícies, usado para proteção contra corrosão. Na soldagem a ponto por resistência elétrica, ocorre degradação da vida de eletrodos devido às reações químicas entre eles e o zinco, e também às elevadas forças de soldagem necessárias durante o processo. Na soldagem a laser pontual, para evitar porosidades ou trincas de solidificação, é prática comum deixar um pequeno espaço entre as chapas, pois desta forma minimiza-se a presença de vapores de zinco no metal fundido<sup>(58-60)</sup>.

A presença de martensita em metais de solda quando aços TRIP são soldados pode ser atribuída à combinação de altos carbonos equivalentes com altas taxas de resfriamento. Estudos mostram que microestruturas 100% martensíticas são obtidas no metal de solda destes aços quando é empregada soldagem a ponto por resistência elétrica<sup>(55; 61)</sup> ou a laser pontual<sup>(58)</sup>.

Porém, dados em literatura mostram que quando o TRIP é soldado por processos a arco “lineares”, isto é, não-pontuais, nem sempre são produzidas microestruturas martensíticas, e elas dependem não só do processo utilizado, mas também da classe de TRIP e de parâmetros de soldagem como velocidade e gases de proteção empregados. Por exemplo, dados em literatura mostram que na soldagem a laser usando feixe de Nd:YAG e mesma velocidade de soldagem, a microestrutura resultante no metal de solda foi diferente dependendo da resistência do aço TRIP empregado: após a soldagem de um TRIP 700 (o número “700” indica a sua resistência à tração, em MPa), Haferkamp et al.<sup>(60)</sup> citaram que o metal de solda era composto por martensita, enquanto que Kang et al.<sup>(62)</sup> mostraram que utilizando um TRIP 600 a microestrutura resultante era composta por ferrita, bainita e martensita. Isto pode ser atribuído aos diferentes teores de carbono destes aços e, portanto, diferentes carbonos equivalentes. Kang et al.<sup>(62)</sup> também mostraram que a velocidade de soldagem afeta a microestrutura final no metal de solda, e explicaram este fato com base no aporte de calor na solda: maiores velocidades levaram a menores aportes de energia, o que aumentou a taxa de resfriamento e conseqüentemente houve formação de menores quantidades de ferrita.

Relações similares entre aporte de energia e microestrutura foram obtidas quando um TRIP 600 foi soldado por MIG e MAG<sup>(63)</sup>. Devido aos diferentes gases utilizados – 100% argônio, 100% CO<sub>2</sub> ou mistura de 85% Ar+15% CO<sub>2</sub> – diferentes aportes de energia

foram empregados nas soldas, sendo que o maior foi obtido com o uso de 100% Ar, e a microestrutura final do metal de solda neste caso era composta por ferrita acicular e ferrita alotriomorfa, enquanto que na zona afetada pelo calor, havia também a presença de bainita. O interessante neste trabalho é que em nenhum dos aportes de energia empregados, que variaram de 87 a 143 kW/min, foi obtida martensita no metal de solda. Entretanto, em outro trabalho no qual um TRIP 800 foi soldado usando processo a laser com feixe de CO<sub>2</sub> e diferentes gases de proteção (100% Ar, 100% He ou mistura de 50%Ar+50%He), assim como velocidades de soldagem variando entre 4 e 12 m/min, sempre foram obtidas microestruturas totalmente martensíticas<sup>(64)</sup>. Resultados opostos foram obtidos por Chen et al.<sup>(65)</sup> usando também laser-CO<sub>2</sub>, mas apenas argônio como gás de proteção: o metal de solda era composto em grande parte por bainita, e em menor porção por ferrita alotriomorfa, ferrita idiomorfa e martensita. A taxa de resfriamento neste trabalho foi de 53 °C/s.

Diferentes composições de gases de proteção também foram utilizados para soldar um TRIP 700 através do processo TIG<sup>(66)</sup>. Utilizando misturas de 90%Ar+10%N ou 50%Ar+50%N, a microestrutura resultante tanto no metal de solda quanto na zona afetada pelo calor era martensítica. Porém, os autores afirmaram (mas não mostraram) que utilizando 100% de argônio, as microestruturas nestas zonas eram as mesmas do metal-base, ou seja, ferrita, bainita e austenita retida. Outro fato interessante deste estudo foi que quando misturas de gases contendo nitrogênio eram utilizadas, foram observados precipitados contendo nitrogênio no metal de solda.

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1 MATERIAL

O material usado neste trabalho é um aço TRIP 800 (este é o nome comercial; não há norma SAE ou ASTM que o contemple), com espessura de 1,0 mm, laminado a frio, produzido pela Arcelor. Ele possui uma camada de zinco de 7,5 $\mu$ m em cada superfície. Sua composição química está listada na Tabela I, e sua microestrutura pode ser observada na Figura 16.

Tabela I Composição química do TRIP 800 empregado neste estudo (% em peso), fornecida pela Arcelor.

C	Mn	Si	Al	P	S	N	Ti	CE*
0,199	1,645	1,655	0,039	0,016	0,0009	0,0023	0,0097	0,47

\*CE=Carbono equivalente= $C+Mn+6+(Ni+Cu)/15+(Cr+Mo+V)/5$  <sup>(67)</sup>

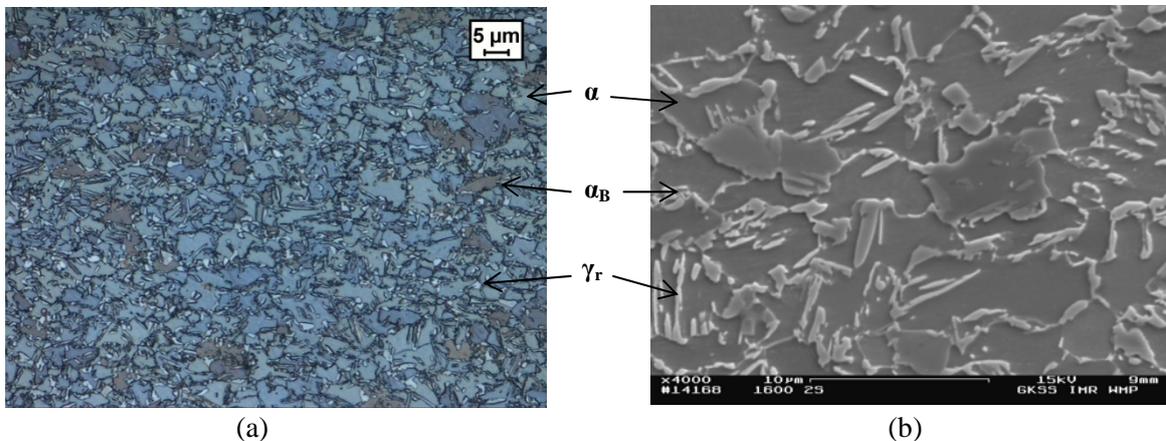


Figura 16 Microestrutura do metal-base, observada em (a) MO (ataque LePera) e (b) MEV (ataque Nital 1%).  $\alpha$ =ferrita,  $\alpha_B$ =ferrita bainítica,  $\gamma_r$ =austenita retida.

As propriedades mecânicas do material (fornecidas pela Arcelor) são as seguintes: resistência a tração de 814 MPa; limite de escoamento de 536 MPa; alongamento de 35,5%.

O diagrama TTT deste aço foi gerado a partir do programa MAP\_STEEL\_MUCG73 <sup>(68)</sup>, que foi rodado em ambiente Windows. Para tanto, foi necessário especificar apenas a composição química do aço. As curvas resultantes, assim como algumas temperaturas de transformação de fase, são mostradas na Figura 17. As temperaturas  $W_S$ ,  $B_S$  e  $M_S$  foram fornecidas pelo programa, e as temperaturas  $Ac_3$  e  $Ac_1$  são as mesmas calculadas por Guo <sup>(22)</sup> para um TRIP com composição similar (0,20C; 1,50Mn; 1,50Si; 0,05Al; 0,005P (% peso)) através do software MTDATA.

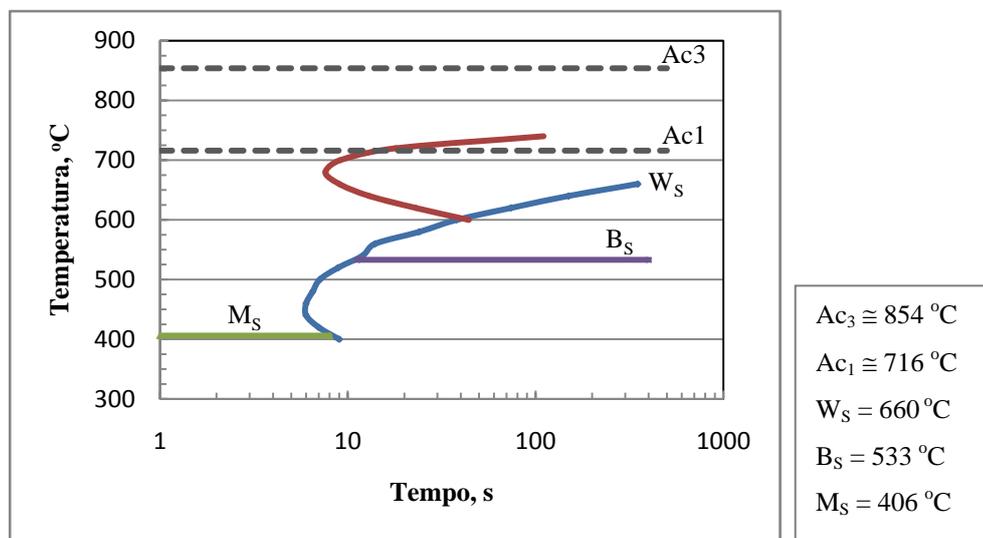


Figura 17 Diagrama TTT para o aço em estudo. Os valores das temperaturas indicadas no diagrama são mostrados no quadro ao lado.  $W_S$ =temperatura de início de formação da ferrita de Widmanstätten;  $B_S$ =temperatura de início de formação da bainita;  $M_S$ =temperatura de início de formação da martensita.

## 3.2 MÉTODOS

### 3.2.1 Ferramenta de Soldagem

A ferramenta de soldagem que foi utilizada é feita de nitreto de boro cúbico (PCBN), Figura 18, fornecida pela MegaStir. Ela possui um ombro côncavo com 15 mm de diâmetro e um pino cônico com seis facetas igualmente espaçadas em sua ponta; o diâmetro menor do pino é de 5 mm e seu comprimento é 1,5 mm. Também se tentou obter juntas utilizando outro material de ferramenta, o Ferrotitanit, mas as ferramentas foram

severamente desgastadas durante a primeira tentativa de solda, como mostrado na Figura 19, excluindo este material como alternativa para a SPFMM do aço TRIP 800.



Figura 18 Ferramenta de soldagem em PCBN empregada para a produção das juntas.

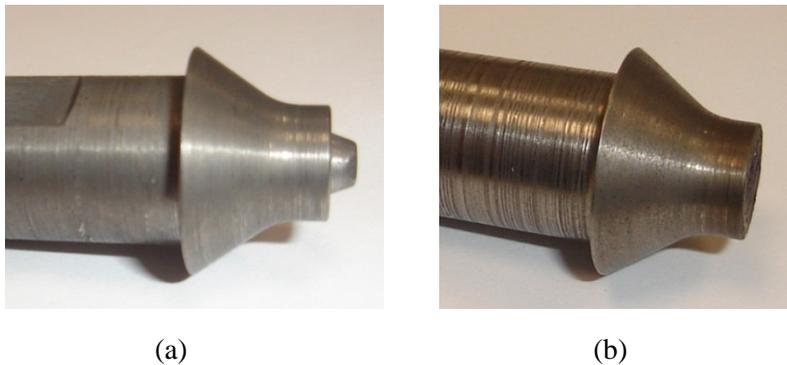


Figura 19 Ferramenta de soldagem em Ferrotitanit: (a) antes da tentativa de produção de juntas; (b) após a tentativa de produção de juntas (o pino foi totalmente consumido devido ao desgaste severo).

### 3.2.2 Produção das Juntas

Foram produzidas juntas sobrepostas utilizando-se um pórtico especialmente projetado para obter soldas por fricção e mistura mecânica, Figura 20. Esta máquina permite realizar soldas utilizando forças axiais de até 60 kN, forças paralelas à direção de soldagem (no caso de friction stir welding, FSW) de até 20 kN, e velocidades de rotação de ferramenta entre 200 e 6000 rpm. Os sinais de entrada no programa específico desenvolvido para esta máquina para a execução de soldas por FSW e SPFMM são velocidade de rotação, velocidade de penetração da ferramenta, profundidade de penetração da ferramenta, tempo de mistura e velocidade de retração da ferramenta. Além

disso, no caso de SPFMM, podem ser produzidas soldas em seqüência, ou seja, é possível programar o número de soldas desejado e a distância entre os centros de cada solda.

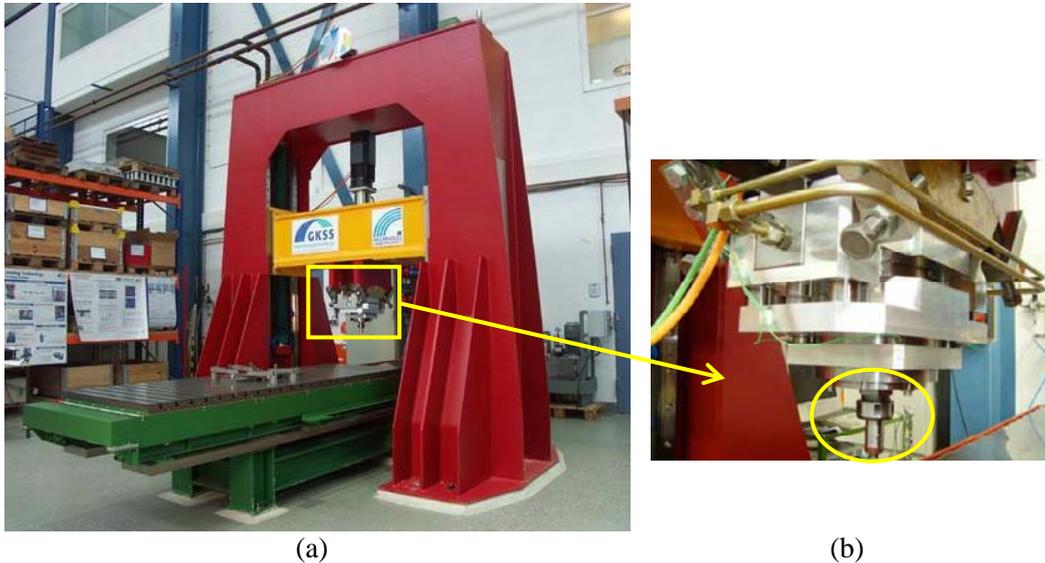


Figura 20 (a) Pórtico de soldagem utilizado para a produção das amostras; (b) cabeçote de soldagem, enfatizando a ferramenta de PCBN.

Após a produção de cada junta, são gerados os dados referentes à solda, como forças, torques, posições verticais da ferramenta e tempos (as forças são medidas através de célula de carga e o torque é inferido através de variações de corrente do motor). Com estes dados é possível saber o comportamento de cada junta durante a soldagem, possibilitando comparação entre as diferentes condições de soldagem.

Como não existiam publicações referentes à SPFMM de aços TRIP, os parâmetros de soldagem adotados para produzir as juntas foram baseados na SPFMM de outros aços avançados de alta resistência mecânica <sup>(69-73)</sup>. Inicialmente, a velocidade rotacional empregada foi 800 rpm e a velocidade de penetração da ferramenta foi 1,0 mm/s. Porém, utilizando-se estes parâmetros não foi possível obter nenhuma junta: notou-se que seria necessário maior aporte térmico, ou seja, maiores velocidades de rotação e menores taxas de penetração da ferramenta. Quanto à velocidade de retração da ferramenta, esta deve ser alta o suficiente para evitar alguma influência no processo.

Os parâmetros de soldagem utilizados neste trabalho foram os seguintes:

- velocidade de rotação (rpm): 1600, 2000 e 2400
- velocidade de penetração da ferramenta (mm/s): 0,1
- profundidade de penetração (mm): 1,6
- tempo de mistura (s): 2 e 3
- velocidade de retração da ferramenta (mm/s): 100

A Figura 21 mostra o esquema da realização das soldas utilizando os parâmetros acima citados. Para cada velocidade de rotação empregada, a ferramenta penetrou nas chapas sob velocidade constante de 0,1 mm/s. Quando a ferramenta atingiu a profundidade de penetração de 1,6 mm, foi aplicado o tempo de mistura de 2 ou 3s, sendo que imediatamente após este período a ferramenta era retirada à velocidade de 100 mm/s.

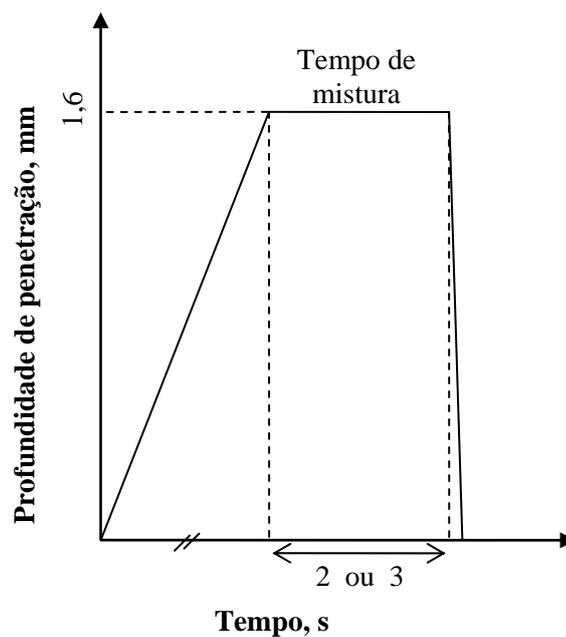


Figura 21 Representação dos parâmetros de soldagem empregados para a produção das soldas.

De uma forma genérica, as nomenclaturas que foram adotadas para a identificação de cada condição de soldagem neste estudo são:

$$X \text{ rpm} - Y \text{ s}$$

onde  $X$  é a velocidade de rotação da ferramenta e  $Y$  é o tempo de mistura. Por exemplo, uma identificação “1600 rpm – 2s” indica que a condição utilizada para produção de corpos de prova foi velocidade de rotação da ferramenta de 1600 rpm e tempo de mistura de 2s.

### 3.2.3 Microscopia Ótica e Eletrônica de Varredura

Antes de discutir sobre as técnicas utilizadas para a determinação das diferentes microestruturas, é necessário citar que para a preparação das amostras foi desenvolvido um procedimento-padrão (Tabela II) baseado em dados de literatura <sup>(74; 75)</sup> e na experiência prática, pois se pretendia evitar deformações nas amostras, as quais poderiam induzir transformações e levar a análises errôneas. Além disso, após a etapa de polimento com solução OPS e usando água como lubrificante/refrigerante, as amostras continham pequenos “pontos pretos”. Estes pontos pretos na verdade eram pittings (constatado no microscópio eletrônico de varredura); optou-se então por não utilizar água nesta etapa, apenas a solução de sílica coloidal (solução OPS), e os pittings não ocorreram mais.

Tabela II Procedimento desenvolvido e empregado na preparação de amostras para análise metalográfica.

Etapa	Superfície	Abrasivo / Granulometria	Lubrificante / Refrigerante	Velocidade de Rotação (rpm)	Direção*	Tempo (seg)
1	Papel abrasivo	SiC / 320-1200	Água	250	Mesma	50
2	Papel abrasivo	SiC / 2500	Água	150	Mesma	120
3	Pano UltraPol	Solução diamantada Metadi / 9 $\mu\text{m}^{**}$	DP Lubricant Blue***	150	Contra	300
4	Pano Texmet 1000	Solução diamantada Metadi / 3 $\mu\text{m}^{**}$	DP Lubricant Blue***	150	Contra	240
5	Pano Nanocloth ou MDChem	Solução OPS / 0,05 $\mu\text{m}$	-	150	Contra	120

\* da amostra em relação à superfície abrasiva; \*\* marca Buehler; \*\*\* marca Struers

Observações:

- a. Todas as etapas foram executadas em uma máquina Boehler Phoenix 4000, usando carga de 12 lbs;
- b. A cada troca de lixa (etapas 1 e 2), as superfícies das amostras eram lavadas com água;
- c. Após as etapas 3 e 4, as superfícies das amostras eram lavadas com água e borrifadas com álcool etílico, e então secas com ar comprimido;
- d. Após a etapa 5, as superfícies das amostras eram lavadas com detergente, enxaguadas com água e borrifadas com álcool etílico, e então secas com ar comprimido.

Para visualizar o comportamento global das juntas, foram feitas macrografias. Neste caso, após polimento com solução OPS, as amostras foram atacadas usando Nital 1% durante 10s, e as macrografias foram feitas utilizando uma lupa Wild Heerbrugg.

A análise microestrutural do metal-base e das juntas obtidas foi realizada em microscópio ótico (MO) Leica DM IMR. As amostras foram preparadas utilizando as etapas constantes na Tabela II. Para melhor diferenciação das fases no aço TRIP foi utilizado ataque colorido através do reativo de LePera, que consiste em duas soluções<sup>(76)</sup>:

- Solução I: 1g de metabissulfito de sódio e 100 ml de água destilada
- Solução II: 4g de ácido pícrico e 100 ml álcool etílico

Este reagente, depois de misturado, tem “vida útil” curta; para cada amostra quantidades iguais de soluções eram misturadas e então era realizado o ataque químico. Após o tempo de ataque para cada amostra (que variou entre 40 e 50s), as superfícies foram lavadas com álcool etílico e secas com ar comprimido. De acordo com a literatura<sup>(76)</sup>, após ataque com este reativo, a ferrita tem cor azul, a bainita cor marrom e a austenita e a martensita, cor branca.

Como as microestruturas neste aço são muito refinadas, uma melhor caracterização das microestruturas nas diferentes zonas das juntas foi realizada em um microscópio eletrônico de varredura (MEV) Zeiss DSM 962, através de sinais de elétrons secundários. Além disso, ainda no MEV, foram realizadas análises químicas locais utilizando um detector Inca-Xsigth da Oxford Isis. A preparação das amostras para análise no MEV seguiu as etapas constantes na Tabela II. Para uma melhor diferenciação morfológica entre as fases, as superfícies das amostras foram atacadas com Nital 1% durante 6s.

O MEV também foi utilizado para as análises das superfícies de fratura das amostras ensaiadas em cisalhamento, utilizando sinais de elétrons secundários. Após estas análises, as amostras foram cortadas na direção do carregamento e estas superfícies foram

preparadas metalograficamente para análise não só da fratura em si (com o objetivo de estabelecer em que zona ela ocorreu), mas também da evolução microestrutural (transformação da austenita em martensita) durante o ensaio, caso houvesse. O corte das amostras foi efetuado em uma máquina Buehler Isomet Plus, e a preparação metalográfica seguiu as etapas contidas na Tabela II. Após, as amostras foram atacadas com o reagente LePera ou Nital 1%.

### 3.2.4 Ensaios de Microdureza Vickers

Perfis de microdureza foram realizados para determinar a mudança nos valores de dureza através da área soldada. As identações foram feitas em um microdurômetro Zwick Roell Identec ZHV usando carga de 500g e espaçamento entre as identações de 0,25 mm (de acordo com a norma ASTM E384-99<sup>(77)</sup>). O tempo de permanência de carga foi de 10s.

Foram feitas três linhas em cada amostra: as primeira e segunda linhas (L1 e L2) foram feitas a distâncias de 0,35 e 0,70 mm a partir da superfície da chapa superior respectivamente; a terceira linha (L3) foi feita a aproximadamente 0,60 mm de distância da superfície inferior da chapa de baixo. As diagonais das identações foram medidas semi-automaticamente no próprio programa (TestXpert), e após a confirmação dos valores das diagonais, os valores de dureza Vickers foram automaticamente calculados pelo programa.

O esquema das medições realizadas neste microdurômetro é mostrado na Figura 22.

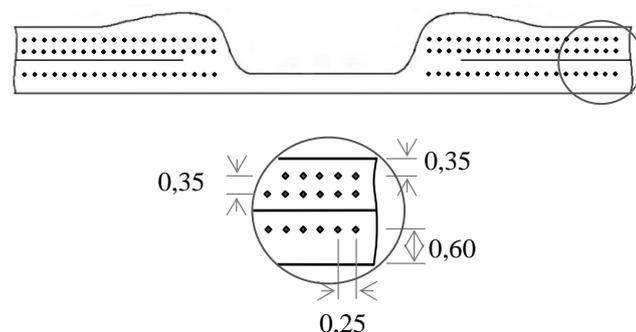


Figura 22 Esquema mostrando como foram feitas as identações no microdurômetro Zwick Roell Identec ZHV.

### 3.2.5 Ensaio de Cisalhamento

As propriedades mecânicas das soldas obtidas foram determinadas através de ensaios de cisalhamento, de acordo com a norma ISO 14273:2000 (E) <sup>(78)</sup> em uma máquina Zwick Roell 1484. Foram ensaiados três corpos de prova para cada condição de soldagem. A taxa de deformação utilizada foi 0,1 mm/s; como não havia indicação sobre a taxa de deformação a ser utilizada na norma deste ensaio, ela foi escolhida baseando-se em dados de literatura <sup>(79; 80)</sup>. As dimensões dos corpos de prova estão mostradas na Figura 23.

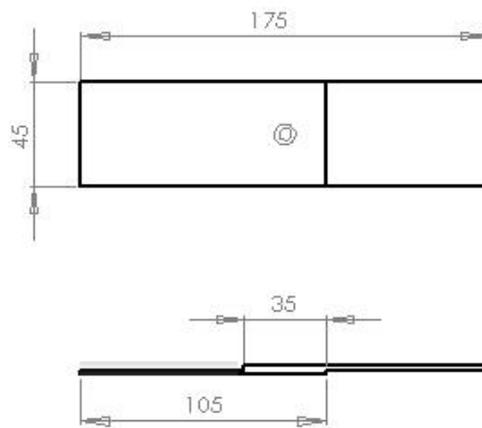


Figura 23 Geometria e dimensões dos corpos de prova para os ensaios de cisalhamento.

Faz-se necessário explicar as nomenclaturas adotadas para a identificação das amostras ensaiadas em cisalhamento: seguindo a nomenclatura adotada para cada condição de soldagem (item 3.2.2), foi adicionado um número à direita que representa o número da amostra (ordem de produção e também de teste em cisalhamento):

$$X \text{ rpm} - Y \text{ s} - N$$

onde  $1 \leq N \leq 3$ .

Como neste ensaio um dos lados do corpo-de-prova sofre compressão e o outro, tração, todos os resultados referentes à fratura ou microestruturas apresentados neste trabalho foram analisados na parte da amostra que sofreu tração.

## 4 RESULTADOS

### 4.1 FORÇA, TORQUE E APORTE DE ENERGIA

Após a produção de cada junta é gerado um arquivo com valores de força, torque, posição vertical e tempo. O tratamento destes dados permite a obtenção de curvas mostrando os parâmetros associados (força e torque) a cada solda.

Um exemplo de curvas mostrando a evolução da força vertical, do torque e do deslocamento da ferramenta em função do tempo é mostrado na Figura 24 (curvas para as demais condições de soldagem empregadas neste estudo constam no Apêndice A).

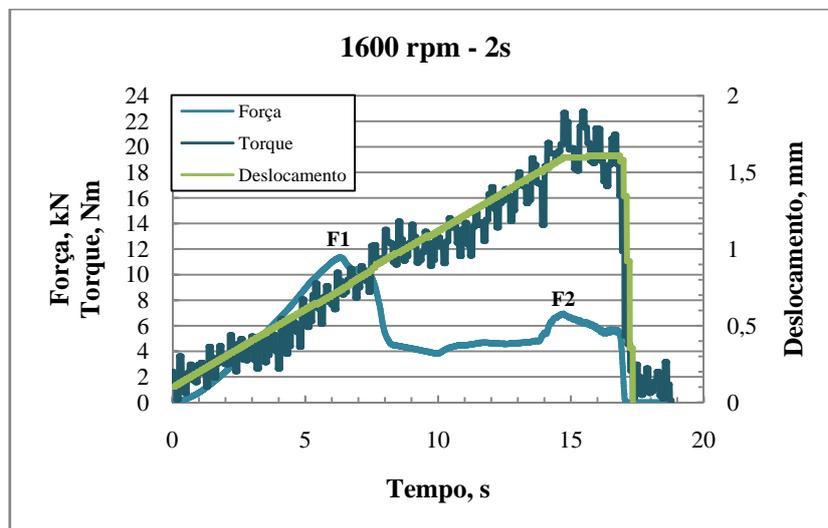


Figura 24 Curvas mostrando as mudanças em força e torque, assim como da profundidade de penetração (deslocamento da ferramenta) durante a produção de corpo-de-prova para ensaio em cisalhamento. Condição 1600 rpm – 2s.

A média dos valores máximos de força F1 e torque obtidos durante a produção dos corpos-de-prova para ensaios de cisalhamento, para cada condição de soldagem em estudo, está mostrada na Figura 25. Houve uma queda significativa nos valores de força máxima com o aumento da velocidade de rotação para o tempo de mistura de 2s: comparada à velocidade de rotação de 1600 rpm, a redução na média dos valores de F1 na velocidade de rotação de 2000 foi de 18,3%, enquanto que na velocidade de 2400 rpm a redução foi de 38,8%. Porém, para o tempo de mistura de 3s, a diferença entre os valores foi menor: a

redução obtida da velocidade de rotação de 1600 rpm para a de 2000 rpm foi de 8,2%, e de 11,9% para a velocidade de 2400 rpm. Outro dado é que, considerando a mesma velocidade de rotação, para as velocidades de 1600 e 2000 rpm houve um decréscimo de 15,6% e 5,1%, respectivamente, na força máxima com o aumento do tempo de mistura, enquanto que na maior velocidade de rotação, 2400 rpm, o comportamento foi oposto: houve um aumento de 21,2% no valor médio de força F1 com o aumento do tempo de mistura.

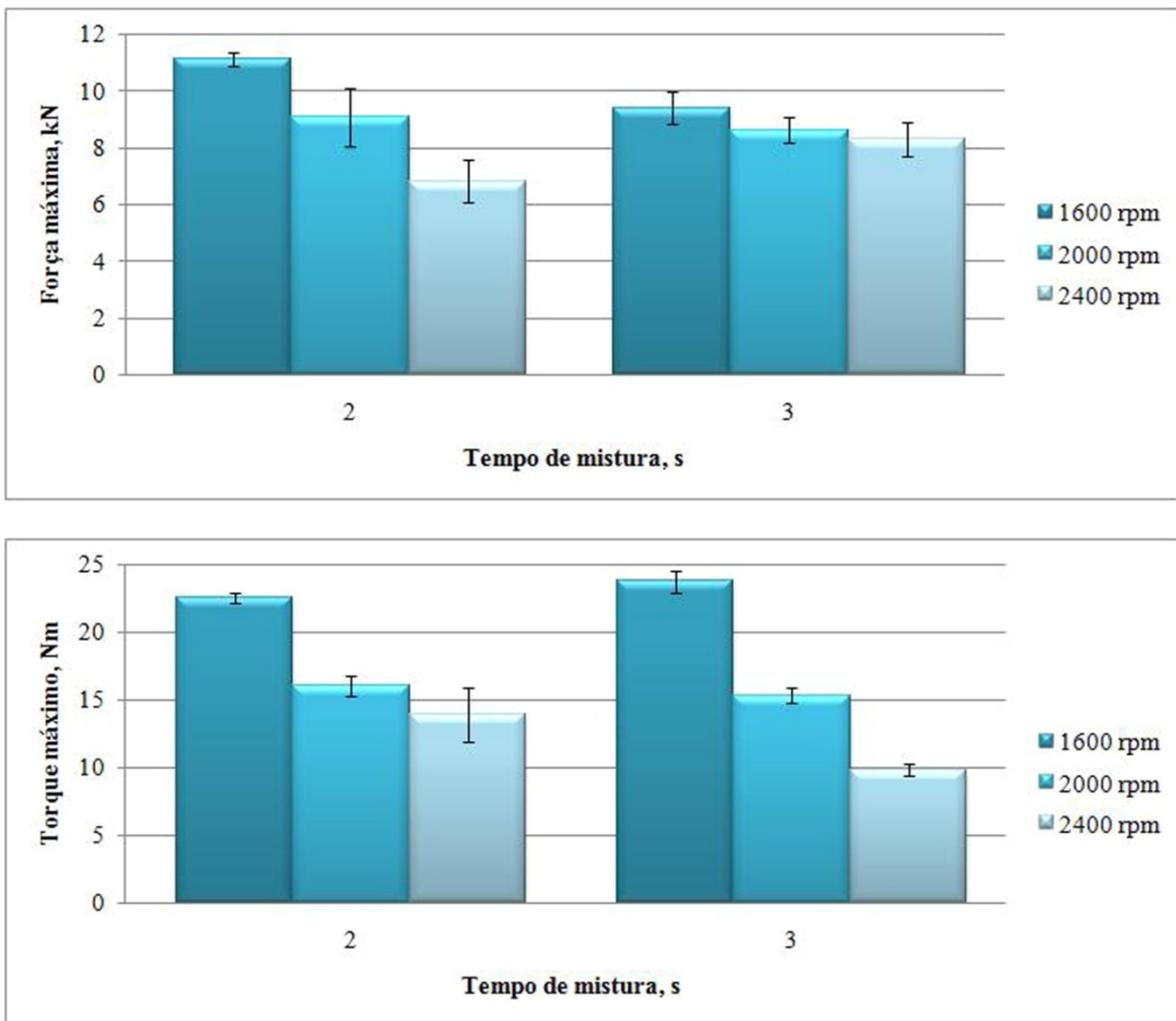


Figura 25 Média dos valores de força F1 e de torque máximos para cada condição em estudo, obtidos a partir dos três corpos-de-prova para ensaios de cisalhamento.

Quanto ao torque máximo, para cada tempo de mistura houve uma considerável diminuição no torque com o aumento da velocidade de rotação: no tempo de mistura de 2s,

em comparação ao valor médio obtido na velocidade de rotação de 1600 rpm houve um decréscimo de 28,8% e 38,4% para as velocidades de 2000 rpm e 2400 rpm, respectivamente, enquanto que no tempo de mistura de 3s a redução em relação à velocidade de rotação de 1600 rpm foi de 35,6% na velocidade de 2000 rpm e de 58,6% na velocidade de rotação de 2400 rpm. Além disso, considerando-se apenas o aumento do tempo de mistura, houve um aumento no valor médio de torque de 5,2% na condição de menor velocidade de rotação da ferramenta; para as outras velocidades de rotação, um maior tempo de mistura gerou um torque menor em 10% considerando a velocidade de rotação de 2000 rpm e em 29,3% na velocidade de 2400 rpm.

Através dos dados gerados durante as execuções das soldas, tentou-se estimar o aporte de energia para cada junta, através da Equação 1, que foi desenvolvida para SPFMM<sup>(81)</sup>. Esta equação foi inicialmente empregada para ligas de alumínio e magnésio<sup>(82-84)</sup>, mas também existem estudos em SPFMM de aços nos quais ela foi empregada<sup>(70; 72)</sup>.

$$Q_{aplic} = \sum_{n=1}^{n=N} Força(n) (x_n - x_{n-1}) + \sum_{n=1}^{n=N} Torque(n) \omega(n) \Delta t \quad \text{Equação 1}$$

onde  $x_n$  é a profundidade de penetração da ferramenta no tempo  $n$ , em m,  $\omega$  é a velocidade angular, em rad/s,  $n$  é o instante considerado,  $N$  é o número total de incrementos de tempo e  $\Delta t$  é o intervalo de amostragem, em s. Os valores de força e torque são dados em kN e Nm, respectivamente.

O aporte de energia para cada condição em estudo está mostrado na Figura 26 (são mostradas as médias dos valores para os corpos-de-prova de cisalhamento).

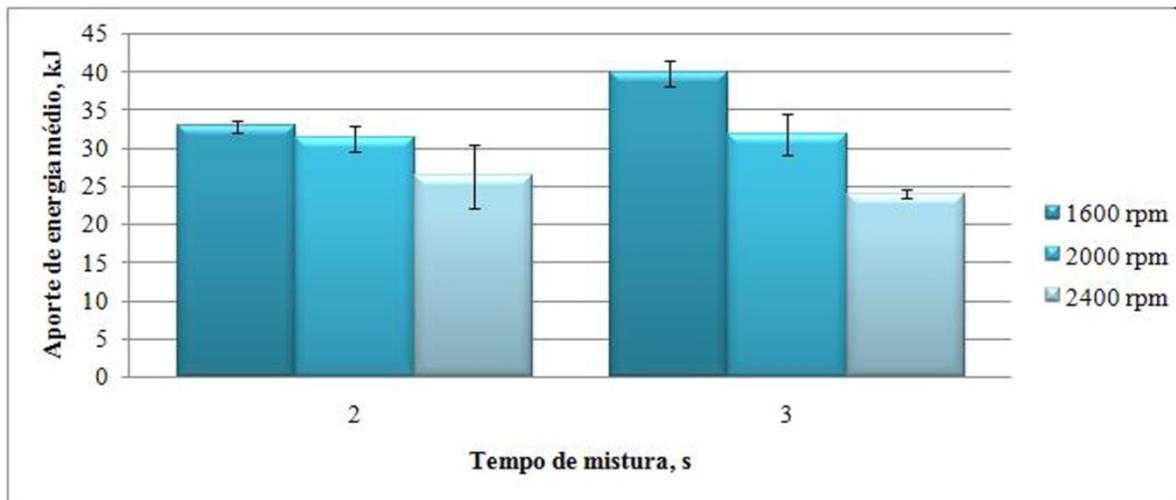


Figura 26 Aporte de energia médio calculado usando a equação 1, para cada condição em estudo.

Ao contrário do esperado, os valores médios calculados mostraram que o aporte de energia foi menor para as condições de maior velocidade de rotação de ferramenta. Considerando o tempo de mistura de 2s, em relação à velocidade de rotação de 1600 rpm os valores para as velocidades de 2000 rpm e 2400 rpm diminuíram em 4,7% e 19,8%, respectivamente. Já para o tempo de mistura de 3s, a redução no aporte de energia médio em comparação à velocidade de rotação de 1600 rpm foi maior: 20,1% na velocidade de 2000 rpm e 39,7% na velocidade de rotação de 2400 rpm.

Os valores calculados mostraram que com o aumento do tempo de mistura houve um aumento no aporte de energia médio para a velocidade de rotação de 1600 rpm de 21,3%, e que para a velocidade de 2000 rpm, este aumento foi de apenas 1,7%. Porém, houve um decréscimo de 8,8% no aporte de energia médio com o aumento do tempo de mistura para a velocidade de rotação de 2400 rpm.

## 4.2 MACRO E MICROESTRUTURAS

A Figura 27 mostra as macroestruturas das juntas obtidas. Nestas macroestruturas, podemos distinguir prontamente três zonas que, por enquanto, serão denominadas de *I*, *II* e *III*.

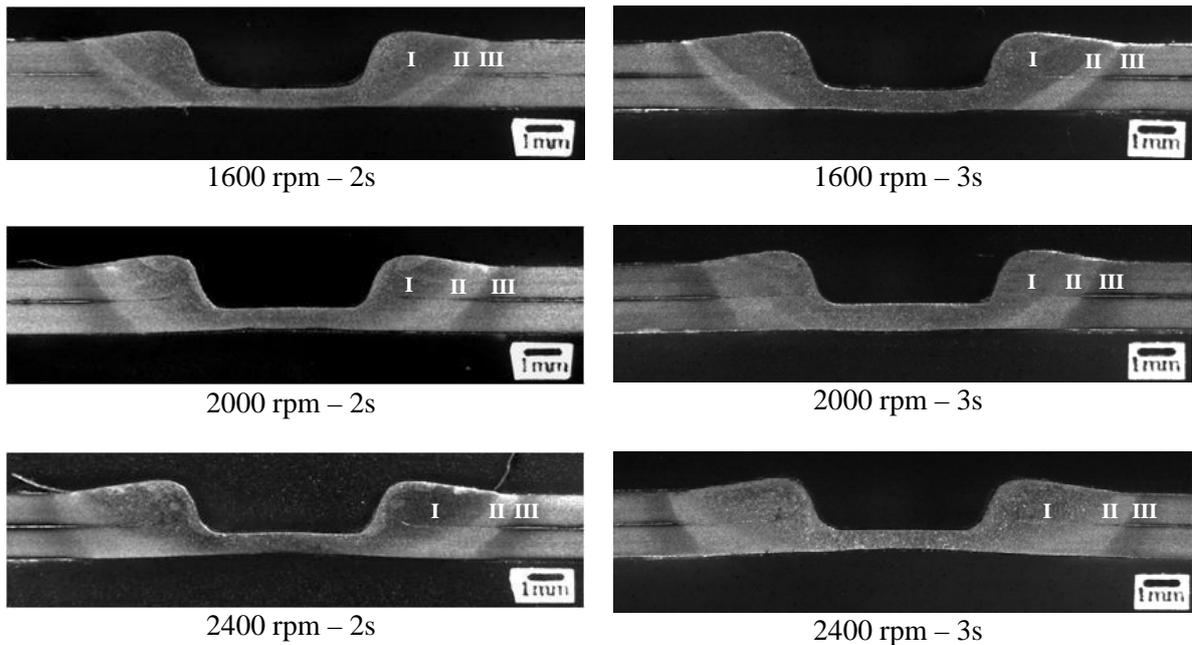


Figura 27 Macroestruturas das juntas produzidas para cada condição de soldagem, salientando as diferentes zonas formadas. MO, ataque com Nital 1%.

Considerando uma mesma velocidade de rotação, os tamanhos de cada zona pareceram não mudar muito. Porém, para um tempo de mistura fixo, comparando-se as diferentes velocidades de rotação, observou-se que:

- os tamanhos de cada zona são bem diferentes; enquanto que a zona I é maior na velocidade de rotação mais alta, ela é menor na velocidade de rotação intermediária (2000 rpm);
- as diferentes zonas são melhor diferenciadas na menor velocidade de rotação, ou seja, a transição entre estas zonas (principalmente entre as I e II) é mais gradual em velocidades de rotação maiores;
- a forma final da zona III também é diferente; à baixa velocidade de rotação a forma é mais triangular, aproximando-se da forma mais retangular com o aumento da velocidade;
- à medida em que aumenta a velocidade de rotação, são observadas áreas mais claras dentro da zona I; elas estão localizadas principalmente em regiões próximas ao furo deixado pelo pino e na superfície da chapa superior, onde o ombro da ferramenta “trabalhou” (porém, considerando a

mesma velocidade de rotação, elas se tornaram mais dispersas). Na próxima seção, será mostrado que estas áreas correspondem à ferrita alotriomorfa e ferrita de Widmanstätten produzidas durante o resfriamento.

Portanto, pode-se afirmar que o aumento na velocidade de rotação provocou um aumento no aporte de energia, pois o tamanho global das zonas, ou seja, I+II+III, aumentou. Além disso, percebe-se um aumento na deformação (distorção) nas juntas com o aumento da velocidade de rotação.

Na Figura 28 são mostradas macrografias das amostras onde se pode visualizar o fluxo de material em cada condição.

Neste processo de soldagem existe um fluxo de material gerado pela deformação. Como mostrado na Figura 28, podemos identificar duas regiões intenso fluxo de material: uma adjacente ao pino e outra ao ombro. Percebe-se que a forma do fluxo em cada uma destas regiões muda com o aumento da velocidade de rotação ou tempo de mistura: próximo ao pino ela é mais “reta” nas menores velocidades, mas aumenta e se torna mais curvada em maiores velocidades ou tempos de mistura, enquanto que na região adjacente ao ombro é o contrário, a forma é mais curvada nas menores velocidades de rotação ou tempo de mistura e se torna mais reta quando estes parâmetros são aumentados. Pode-se dizer que há uma interação entre os fluxos gerados pelo pino e ombro na velocidade de rotação de 2400 rpm, como pode ser visto na Figura 28. Nesta figura também são evidenciadas a interface entre as chapas superior e inferior e a linha do zinco (proveniente do recobrimento da chapa) que remanesce após o processo. Devido ao fluxo de material esta linha de zinco apresenta diferentes geometrias finais de acordo com as condições de soldagem. Na literatura alguns autores<sup>(72; 73; 85)</sup> destacam que a linha de ligação na zona I (comprimento no qual não existe interface entre as chapas superior e inferior) é de fundamental importância para as propriedades mecânicas das juntas obtidas por SPFMM. Desta forma, foram medidos os comprimentos das linhas de ligação (CLL) em todas as condições, assim como as distâncias correspondentes entre a parede do furo deixado pelo pino e a linha de zinco (DPZ), conforme mostrado na Figura 29. Os resultados são mostrados na Tabela III.

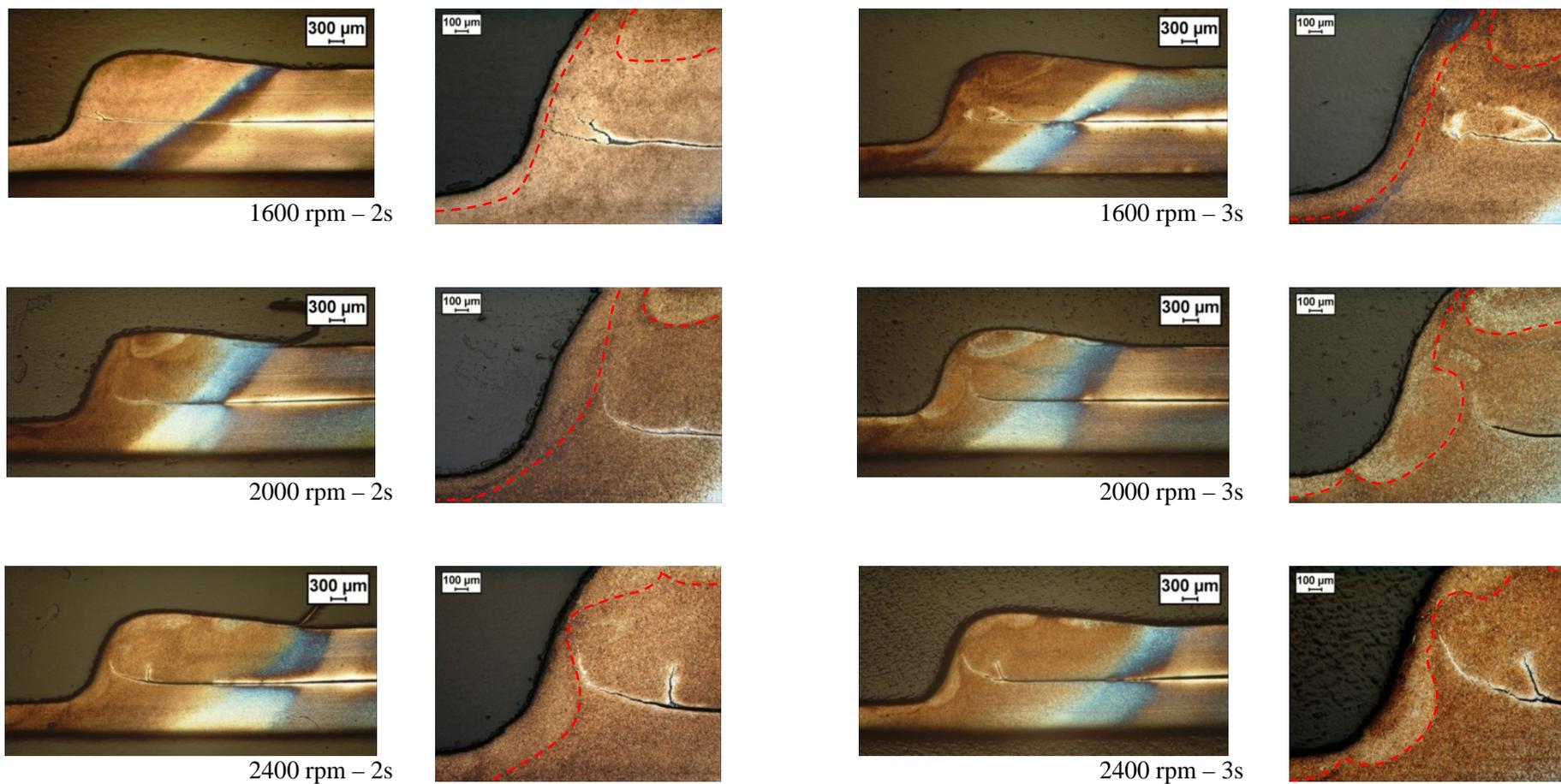


Figura 28 Macrografias mostrando o aspecto geral da região próxima ao pino para todas as condições, enfatizando o correspondente fluxo de material adjacente ao pino. Ataque com LePera.

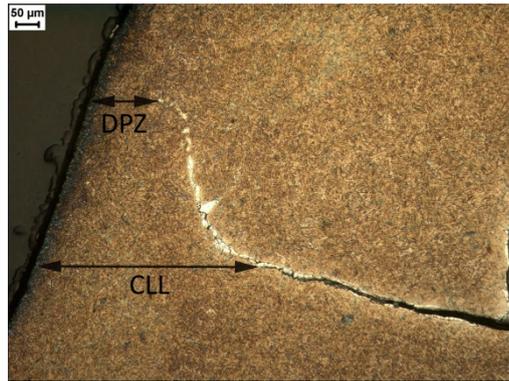


Figura 29 Linha de zinco formada na zona I. Nesta figura são evidenciados o comprimento da linha de ligação (CLL) e distância entre a parede do furo deixado pelo pino e a linha de zinco (DPZ). Condição 2400 rpm – 2s.

Tabela III Comprimento da linha de ligação (CLL) e distância entre a parede do furo deixado pelo pino e a linha de zinco (DPZ) em cada condição em estudo\*.

Condição	1600 – 2s	1600 – 3s	2000 – 2s	2000 – 3s	2400 – 2s	2400 – 3s
CLL (μm)	489,6	836,8	747,3	461,9	649,1	695,2
DPZ (μm)	249,0	214,7	382,1	258,9	269,1	250,9

\* Média de três medições em cada lado da amostra metalográfica sem ataque, usando o software LeicaQwin.

Nas macrografias da Figura 28 também foi possível notar uma zona intermediária entre as zonas I e II constantes na Figura 27. Baseado então nestes dados, foi feito um esquema com as diferentes zonas formadas no processo, que é mostrado na Figura 30 e que traz a nomenclatura das diferentes zonas e que será adotada neste trabalho. A zona marcada com “1” corresponde à zona de mistura (ZM) e as zonas “2” e “3” correspondem à zona termomecanicamente afetada (ZTMA) e à zona termicamente afetada (ZTA), respectivamente. Nota-se que a ZM e a ZTA possuem subzonas onde, devido ao gradiente térmico (e também ao gradiente de deformação no caso da ZM), ocorrem diferentes mudanças microestruturais. As características de cada zona e subzona serão mostradas a seguir.

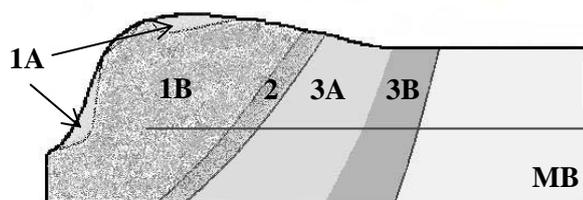


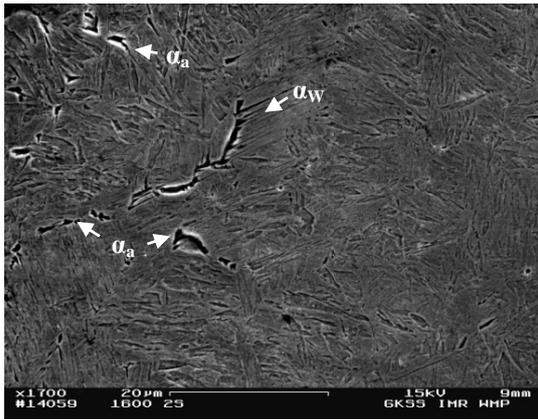
Figura 30 Esquema mostrando diferentes zonas e subzonas formadas nas juntas em consequência do processo: 1=ZM, 2=ZTMA e 3=ZTA. MB é o metal-base, não afetado.

#### 4.2.1 Zona 1: Zona de mistura (ZM)

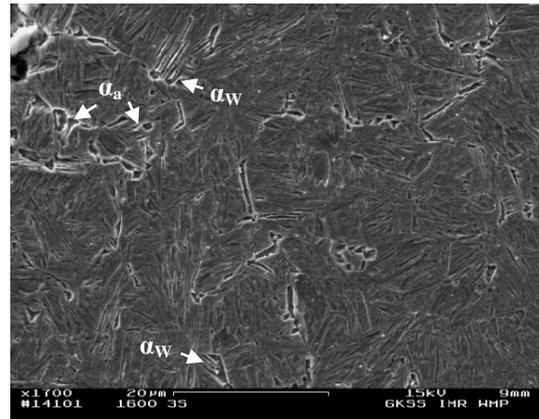
Como foi mostrado na Figura 30, a zona de mistura é dividida em duas subzonas: uma adjacente ao pino e ao ombro da ferramenta, subzona 1A, e outra representando o restante da zona de mistura, subzona 1B.

Na subzona 1A, com o aumento da velocidade de rotação há um aumento na quantidade de ferrita alotriomorfa formada, como pode ser observado na Figura 31. O mesmo acontece aumentando o tempo de mistura. Nas maiores velocidades de rotação, 2000 e 2400 rpm, no tempo de mistura de 3s observa-se, na região junto ao furo deixado pelo pino, a formação de pequenos grãos decorados com ferrita alotriomorfa, o que indica a ocorrência de recristalização dinâmica. É evidente que a recristalização é mais intensa para a maior velocidade de rotação, onde podem ser vistas, de acordo com a Figura 31, algumas regiões com pequenos grãos cercados por outros bem maiores.

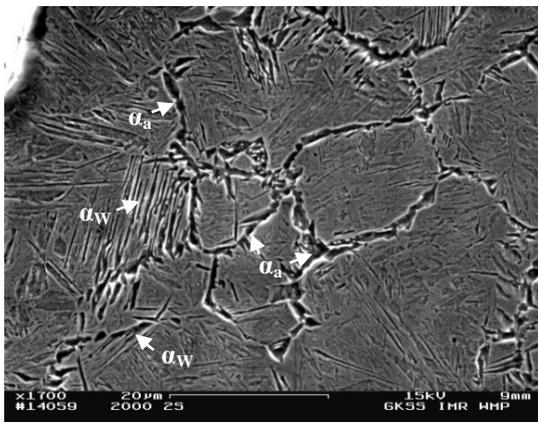
As microestruturas na subzona 1A, em todas as condições aqui estudadas, são compostas por ferrita alotriomorfa, ( $\alpha_a$ ), ferrita de Widmanstätten ( $\alpha_w$ ), bainita superior ( $B_U$ ), bainita coalescida ( $B_C$ ) e martensita (M), o que indica que a taxa de resfriamento em todas as soldas ficou abaixo da “taxa de resfriamento crítica”, a partir da qual se tem a formação de microestruturas 100% martensíticas. Gould et. al.<sup>(86)</sup> calcularam esta taxa para um TRIP 800 com composição química similar, 0,21C;1,7Mn; 1,66Si; 0,04Al; 0,03Cr; 0,01Ti (% peso), e encontraram como sendo 45 °C/s.



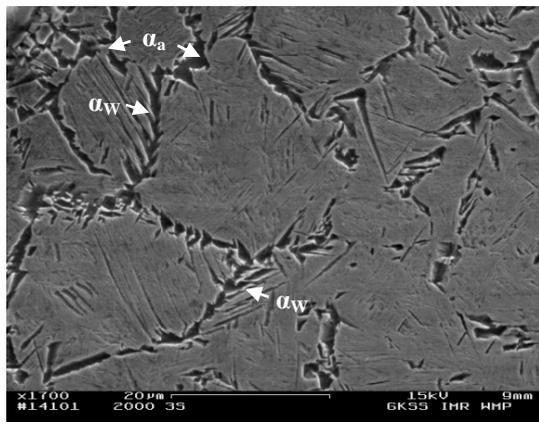
1600 rpm – 2s



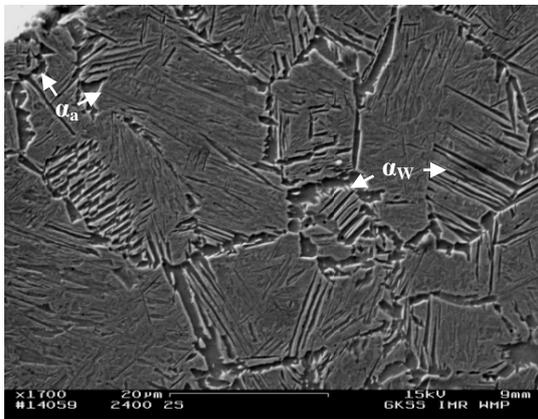
1600 rpm – 3s



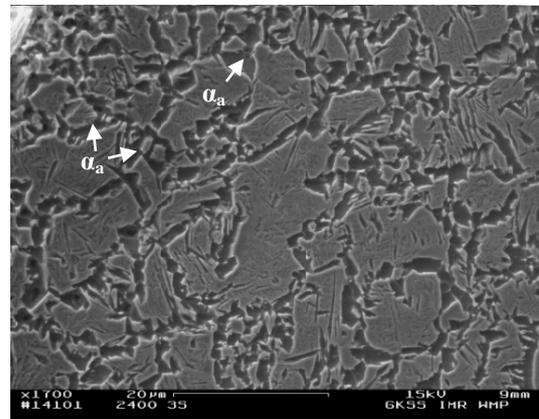
2000 rpm – 2s



2000 rpm – 3s



2400 rpm – 2s



2400 rpm – 3s

Figura 31 Microestruturas representativas da subregião 1A para cada condição em estudo. O furo deixado pelo pino após o processo encontra-se na parte esquerda. Em algumas regiões estão salientadas as ferritas alotriomorfa ( $\alpha_a$ ) e de Widmanstätten ( $\alpha_w$ ). MEV, ataque Nital 1%.

Nas condições de menor velocidade de rotação, como a formação de ferrita alotriomorfa e/ou de Widmanstätten é pequena, a microestrutura nesta subzona é composta em grande parte por bainita superior e bainita coalescida.

Os microconstituintes citados acima podem ser observados na Figura 32. Nesta figura também está o constituinte martensita-austenita (MA), que foi encontrado principalmente em soldas produzidas usando maiores velocidades de rotação.

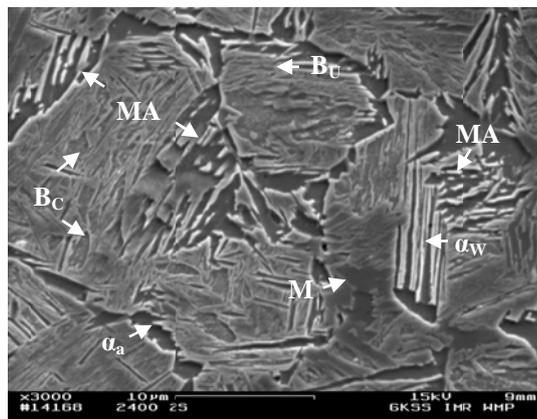


Figura 32 Microestruturas que podem ser encontradas na subzona 1A.  $\alpha_a$ =ferrita alotriomorfa;  $\alpha_w$ =ferrita de Widmanstätten;  $B_U$ =bainita superior;  $B_C$ =bainita coalescida; M=martensita; MA=martensita-austenita. Condição 2400 rpm – 2s. Para referência, o furo deixado pelo pino da ferramenta encontra-se à esquerda. MEV, ataque Nital 1%.

Em cada uma das condições aqui estudadas, à medida que se avança em direção à subzona 1B, as quantidades de ferrita alotriomorfa, de Widmanstätten e martensita diminuem e, conseqüentemente, a quantidade de bainita aumenta, o que é esperado uma vez que a bainita normalmente nucleia a partir dos contornos de grão da austenita. Esta transição de microestruturas está mostrada na Figura 33.

Na Figura 34 são mostradas microestruturas típicas para cada condição na subzona 1B. Nesta subzona, percebe-se a quase ausência de ferrita alotriomorfa e de Widmanstätten para a menor velocidade de rotação. Como comportamento geral, foi observado que com o aumento da velocidade de rotação e/ou tempo de mistura, enquanto que as quantidades de

ferrita alotriomorfa, bainita e constituinte MA aumentam, as quantidades de bainita coalescida e martensita diminuem significativamente.

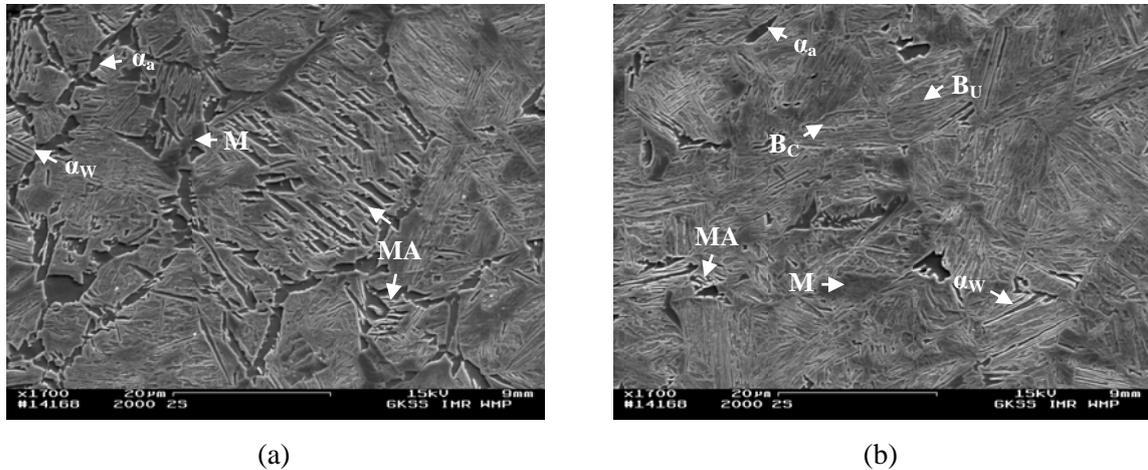
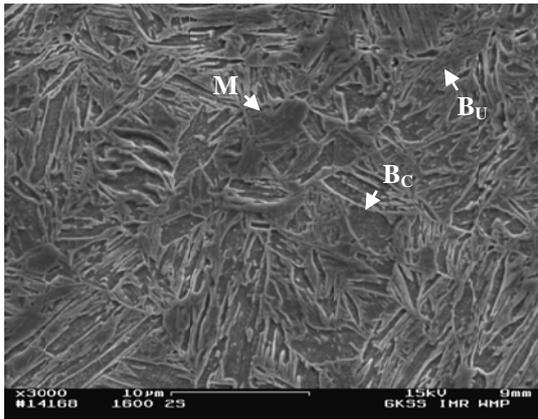


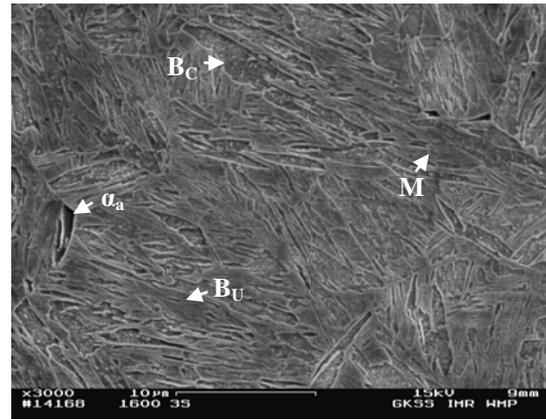
Figura 33 Comparação entre microestruturas na zona de mistura: (a) subzona 1A e (b) subzona 1B.  $\alpha_a$ =ferrita alotriomorfa;  $\alpha_w$ =ferrita de Widmanstätten;  $B_U$ =bainita superior;  $B_C$ =bainita coalescida; M=martensita; MA=martensita-austenita. Condição 2000 rpm – 2s. O furo deixado pelo pino da ferramenta após o processo encontra-se à esquerda. MEV, ataque Nital 1%.

#### 4.2.2 Zona 2: Zona Termomecanicamente Afetada (ZTMA)

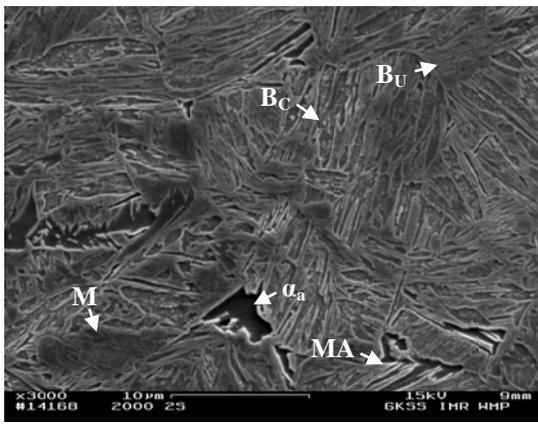
De uma forma geral, não houve grandes variações microestruturais na ZTMA com o emprego de diferentes parâmetros de soldagem. As maiores mudanças observadas foram macroestruturais, isto é, devido aos diferentes ciclos térmicos aos quais o aço TRIP foi submetido, os tamanhos desta zona foram diferentes. Para as condições de soldagem utilizadas neste estudo, a microestrutura na ZTMA consiste basicamente em ferrita, martensita, bainita e austenita retida. Na Figura 35 são mostradas as microestruturas características desta zona. Para diferenciá-la da ferrita alotriomorfa formada nos contornos de grão da austenita da ZM, a ferrita nesta zona (assim como na ZTA) será denominada apenas de “ferrita ( $\alpha$ )”, uma vez que provavelmente grande parte desta ferrita é proveniente do metal-base.



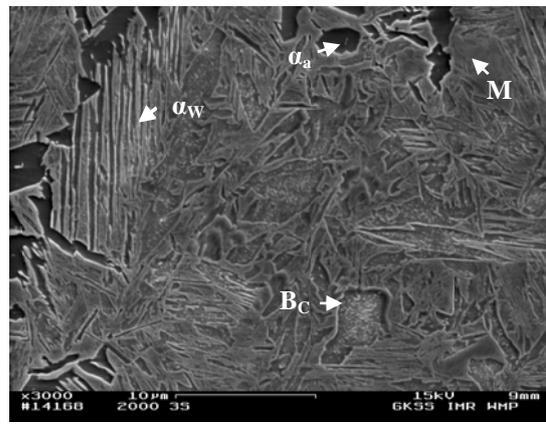
1600 rpm – 2s



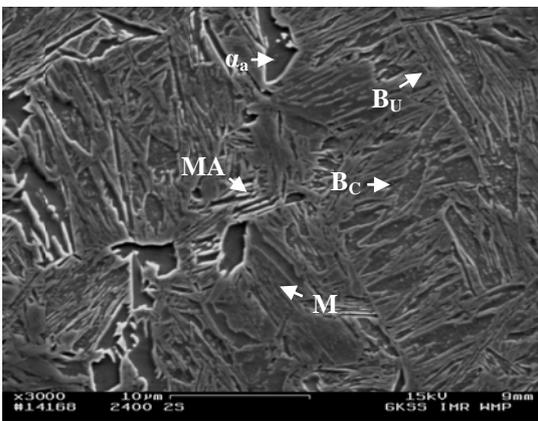
1600 rpm – 3s



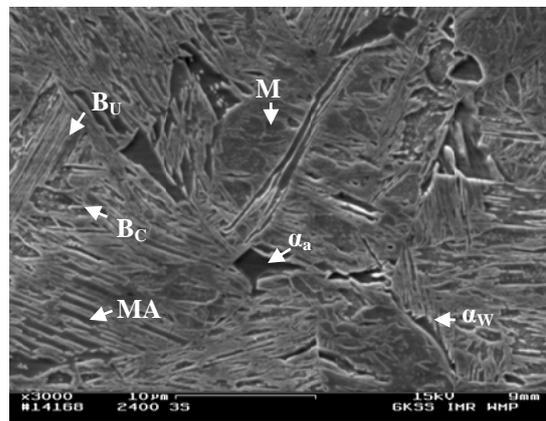
2000 rpm – 2s



2000 rpm – 3s



2400 rpm – 2s



2400 rpm – 3s

Figura 34 Microestruturas na ZM, subzona 1B, para cada condição.  $\alpha_a$ =ferrita alotriomorfa;  $\alpha_w$ =ferrita de Widmanstätten;  $B_U$ =bainita superior;  $B_C$ =bainita coalescida; M=martensita, MA=martensita-austenita. Para referência, o furo deixado pelo pino da ferramenta encontra-se à esquerda. MEV, ataque Nital 1%.

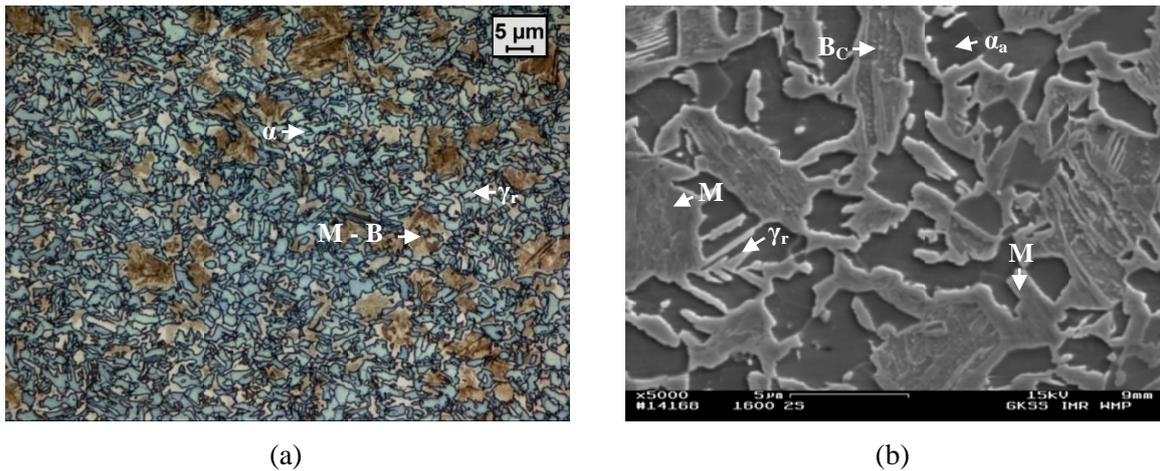


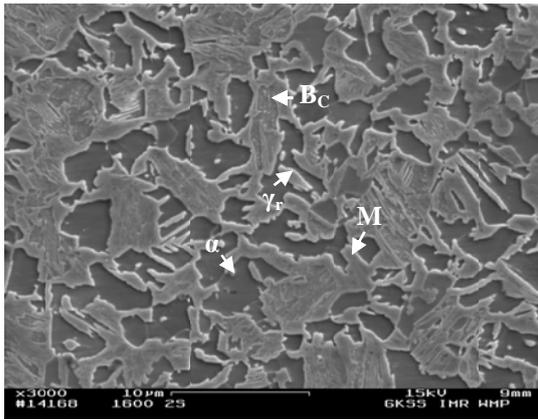
Figura 35 Micrografias mostrando as microestruturas na ZTMA observadas no (a) MO (condição 2400 rpm – 3s, ataque LePera) e (b) MEV (condição 1600 rpm – 2s, ataque Nital 1%).  $\alpha$ =ferrita;  $\gamma_r$ =austenita retida;  $B_c$ =bainita coalescida e M=martensita. Em (a), o furo deixado pelo pino da ferramenta encontra-se à direita, enquanto que em (b), à esquerda.

Na Figura 35(a) é mostrado o aspecto microestrutural geral da ZTMA, observado em microscópio ótico utilizando o ataque colorido LePera. Apesar de a resolução não ser suficiente para diferenciar entre bainita e martensita (tons marrons), pôde-se diferenciar claramente ferrita (azul) e austenita retida (clara). Em maiores aumentos, Figura 35(b), foi possível notar a transformação de alguns grãos de austenita em bainita e martensita, sendo que a bainita normalmente encontra-se em regiões mais “centrais” dos grãos.

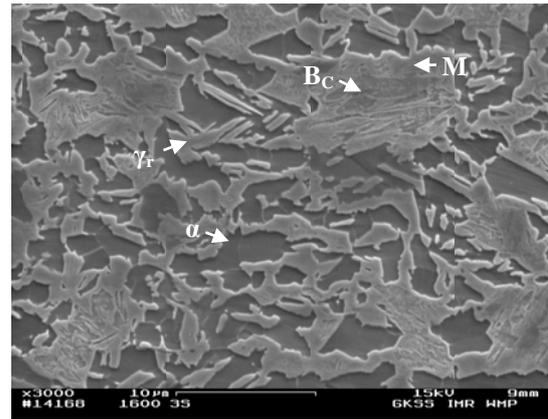
As microestruturas na ZTMA para todas as condições estudadas estão na Figura 36.

### 4.2.3 Zona 3: Zona Termicamente Afetada (ZTA)

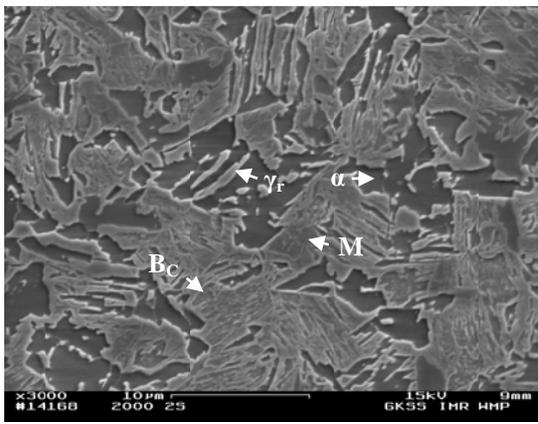
Assim como a ZM, a ZTA pode ser dividida em duas subzonas, 3A e 3B. Devido aos ciclos térmicos, enquanto que a microestrutura na subzona 3A é composta por ferrita e austenita retida, na subzona 3B são encontradas ferrita, austenita retida e bainita. A transição entre estas duas zonas é mostrada na Figura 37(a). À medida que se avança da subzona 3A para a subzona 3B, gradualmente a quantidade de austenita retida (cor branca) diminui, enquanto que a de bainita (cor preta) aumenta. Na Figura 38 pode-se observar as fases presentes em cada uma destas subzonas. A maior presença de bainita na subzona 3B sugere transformação da austenita nesta fase durante resfriamento.



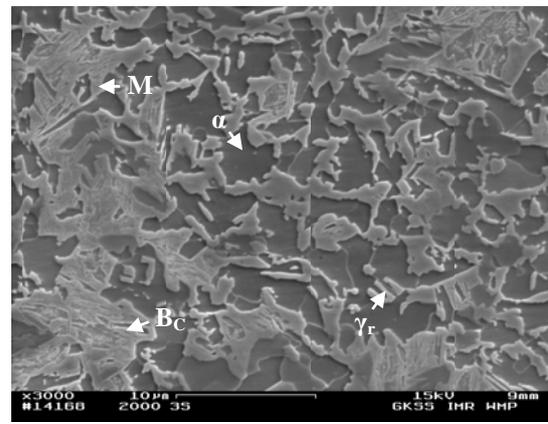
1600 rpm – 2s



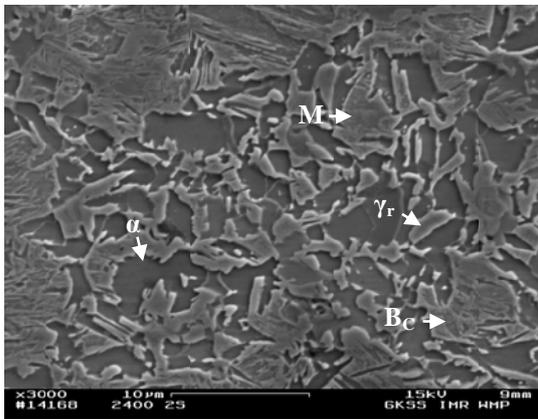
1600 rpm – 3s



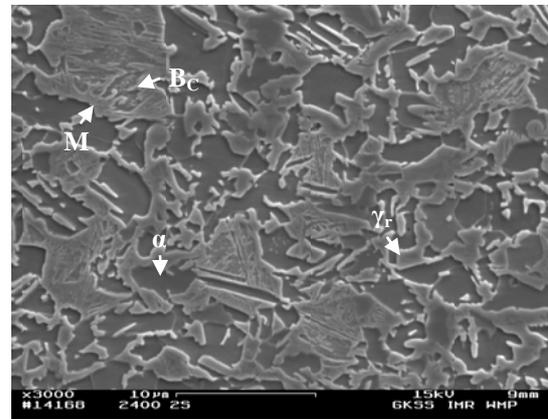
2000 rpm – 2s



2000 rpm – 3s



2400 rpm – 2s



2400 rpm – 3s

Figura 36 Microestruturas representando a ZTMA para cada condição em estudo.  $\alpha$ =ferrita;  $\gamma_r$ =austenita retida;  $B_c$ =bainita coalescida; M= martensita. Para referência, o furo deixado pelo pino encontra-se à esquerda. MEV, ataque Nital 1%.

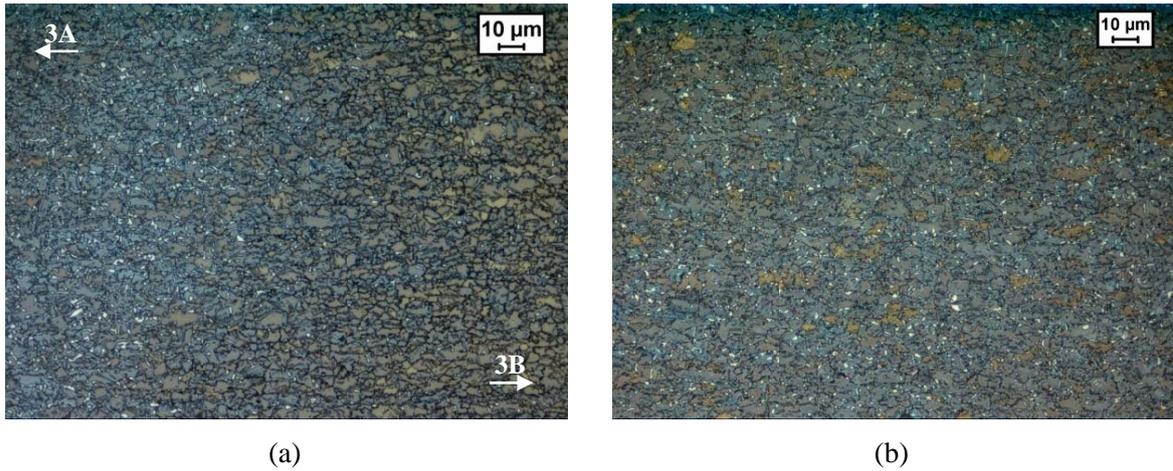


Figura 37 (a) Micrografia ótica mostrando a transição entre as subzonas 3A e 3B na ZTA: a quantidade de austenita na subzona 3A (de cor clara) é maior do que na subzona 3B, enquanto que nesta última subzona, a quantidade de bainita é maior do que na 3A. (b) Micrografia do MB, para comparação. Em ambas micrografias, o furo deixado pelo pino encontra-se à esquerda. Condição 2400 rpm – 3s. Ataque LePera.

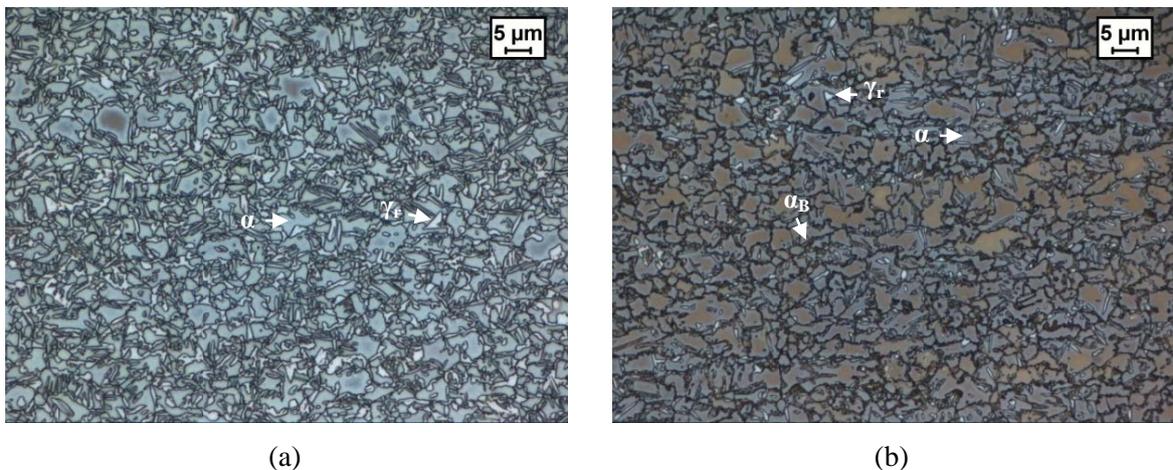


Figura 38 Comparação das microestruturas resultantes nas subzonas 3A (a) e 3B (b).  $\alpha$ =ferrita (cor azul ou marrom);  $\gamma_r$ =austenita retida (cor branca);  $\alpha_B$ =bainita ferrítica (cor preta). Condição 2000 rpm – 2s. Para referência, o furo deixado pelo pino encontra-se no lado direito. MO, ataque LePera.

A microestrutura na subzona 3A consiste, basicamente, de ferrita e austenita retida, Figura 39(a). Porém, principalmente na condição 1600 – 2s, observou-se que em alguns

dos grãos maiores de austenita havia alguma martensita e/ou bainita transformada durante o resfriamento, como é mostrado na Figura 39(b).

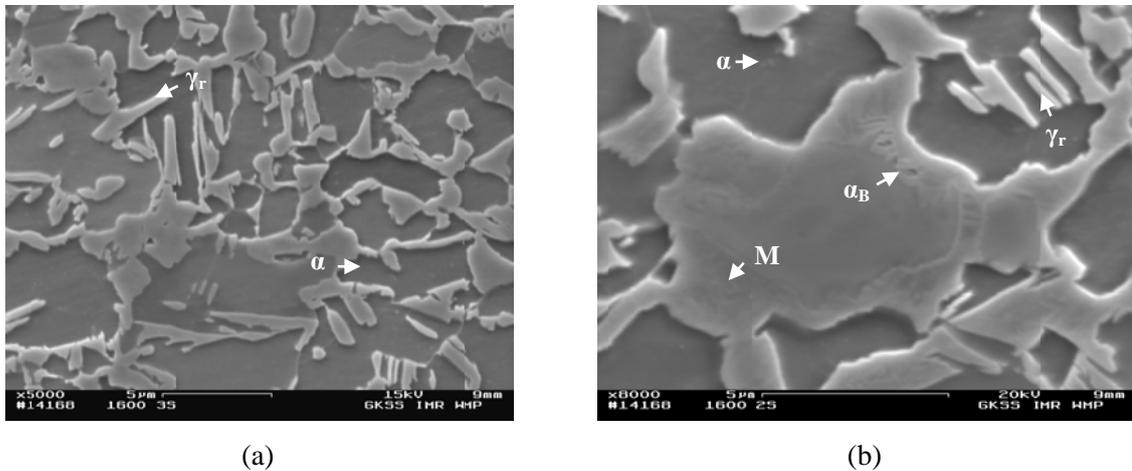
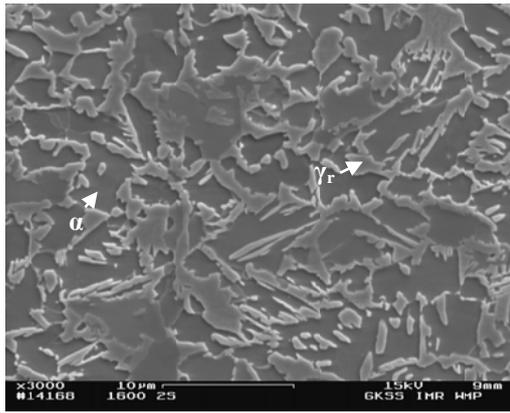


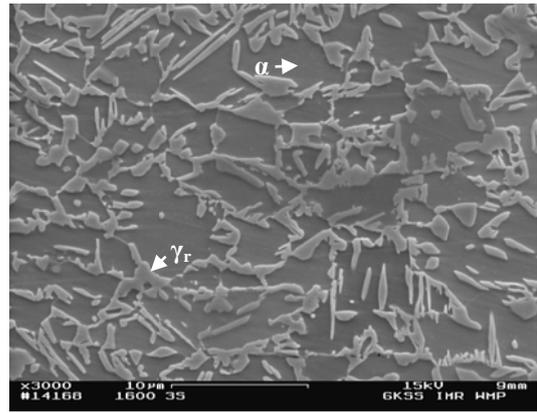
Figura 39 Microestrutura na subzona 3A.  $\alpha$ =ferrita;  $\gamma_r$ =austenita retida;  $\alpha_B$ =bainita ferrítica; M= martensita. O furo deixado pelo pino da ferramenta encontra-se à esquerda. Condição 1600 rpm – 3s (a) e 1600 – 2s (b). O furo deixado pelo pino encontra-se à esquerda. MEV, ataque Nital 1%.

Como mostrado na Figura 40, as microestruturas em cada condição de soldagem nesta subzona são similares.

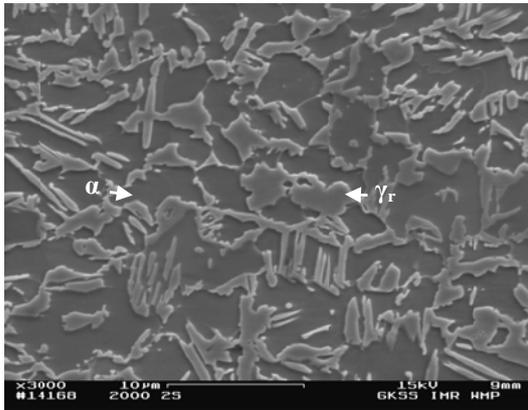
A Figura 41 mostra a microestrutura característica da subzona 3B, composta por ferrita, bainita e austenita retida, e na Figura 42 são mostradas as microestruturas nesta zona em cada condição de soldagem empregada. Esta última Figura 42 mostra que com o aumento da velocidade de rotação e/ou do tempo de mistura houve diminuição na quantidade de austenita na microestrutura, o que pode ser atribuído à taxa de resfriamento, que teoricamente diminui com o aumento do aporte de energia, ou seja, a junta soldada ficou por mais tempo na faixa de temperaturas onde ocorre transformação bainítica.



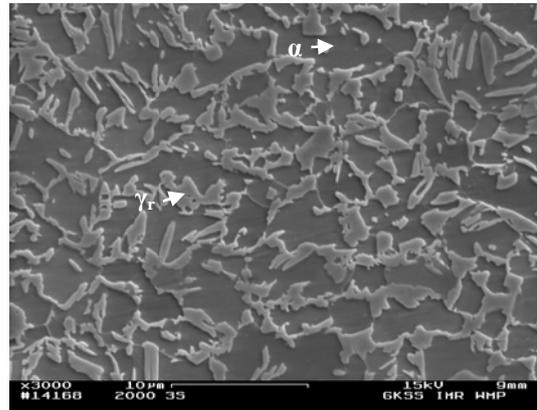
1600 rpm – 2s



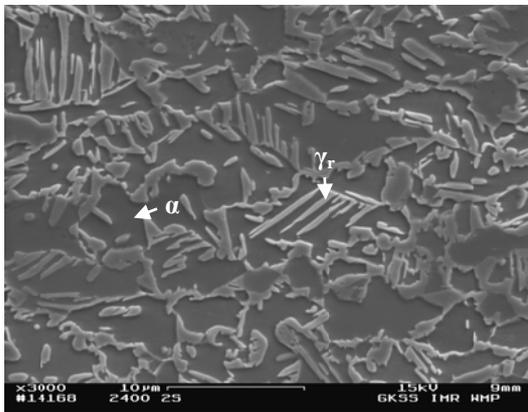
1600 rpm – 3s



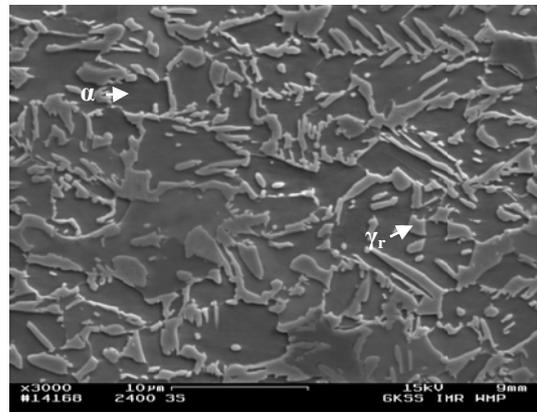
2000 rpm – 2s



2000 rpm – 3s



2400 rpm – 2s



2400 rpm – 3s

Figura 40 Microestruturas representando a ZTA, subzona 3A, para cada condição em estudo.  $\alpha$ =ferrita;  $\gamma_r$ =austenita retida. Para referência, o furo deixado pelo pino encontra-se no lado esquerdo. MEV, ataque Nital 1%.

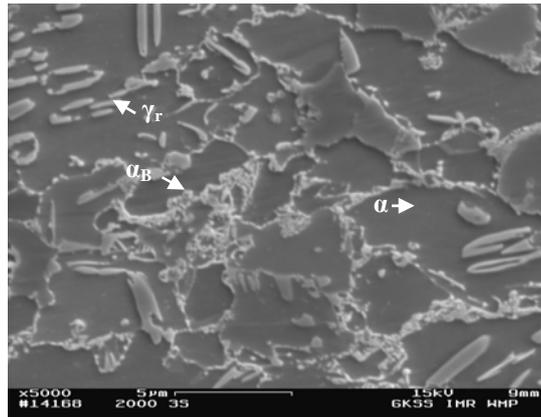
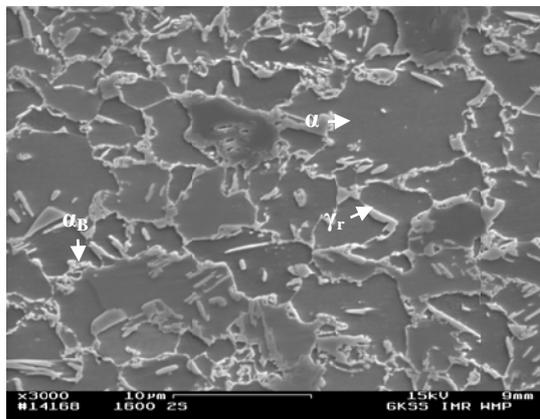


Figura 41 Microestrutura na subzona 3B da ZTA.  $\alpha$ =ferrita;  $\gamma_r$ =austenita retida;  $\alpha_B$ =bainita ferrítica. O furo deixado pelo pino da ferramenta encontra-se à esquerda. Condição 2000 rpm – 3s. MEV, ataque Nital 1%.

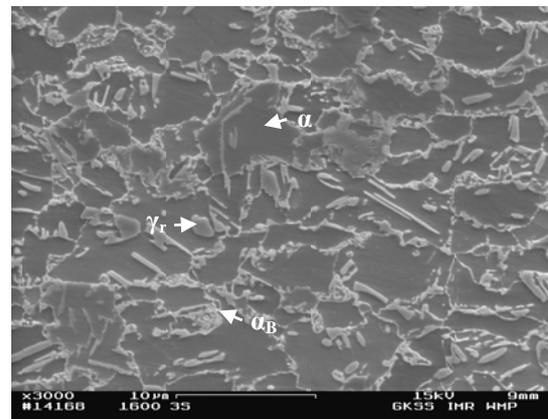
### 4.3 MICRODUREZAS

Na Figura 43 são mostradas comparações dos perfis de microdureza para cada velocidade de rotação nos tempos de mistura de 2s e 3s, executados ao longo da linha distante 0,70 mm a partir da superfície da chapa superior (resultados dos perfis de microdureza para cada condição nas três diferentes linhas encontram-se no Apêndice C).

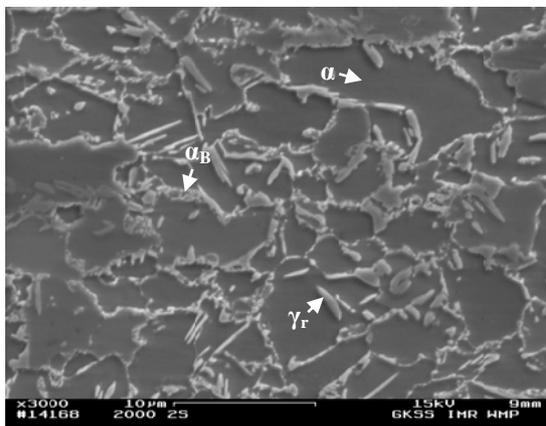
Os maiores valores de dureza foram observados sempre para a velocidade de rotação de 1600 rpm. Independente do tempo de mistura empregado, a dureza para a velocidade de rotação de 2000 rpm decresceu continuamente da ZM até o MB, e de forma mais rápida do que nas outras velocidades de rotação. Para a velocidade de 2400 rpm e no tempo de mistura de 2s houve uma maior variação nos valores de dureza na região mais próxima ao furo deixado pelo pino da ferramenta, provocada por indentações em zonas com maior quantidade de ferrita (menores valores de dureza) ou maior quantidade de bainita e/ou martensita.



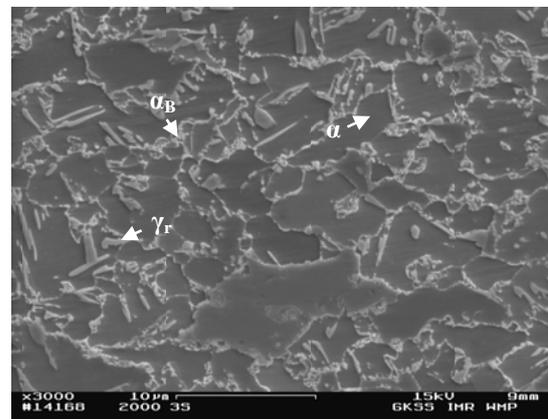
1600 rpm – 2s



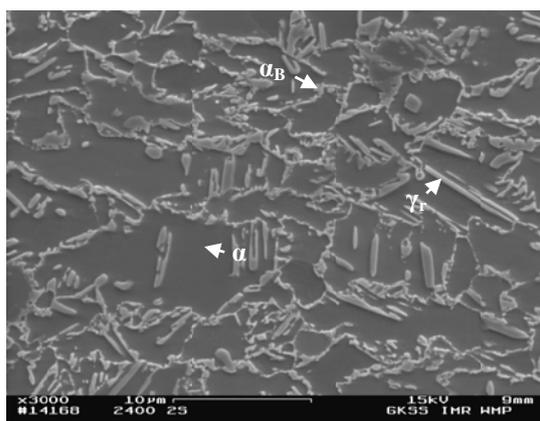
1600 rpm – 3s



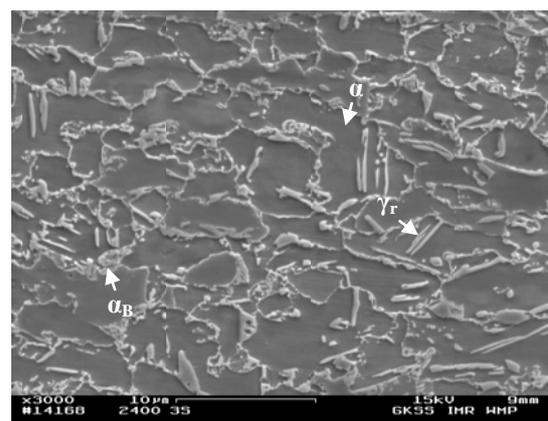
2000 rpm – 2s



2000 rpm – 3s



2400 rpm – 2s



2400 rpm – 3s

Figura 42 Microestruturas representando a ZTA, subzona 3B, para cada condição em estudo.  $\alpha$ =ferrita;  $\gamma_r$ =austenita retida;  $\alpha_B$ = bainita ferrítica. O furo deixado pelo pino encontra-se à esquerda. MEV, ataque Nital 1%.

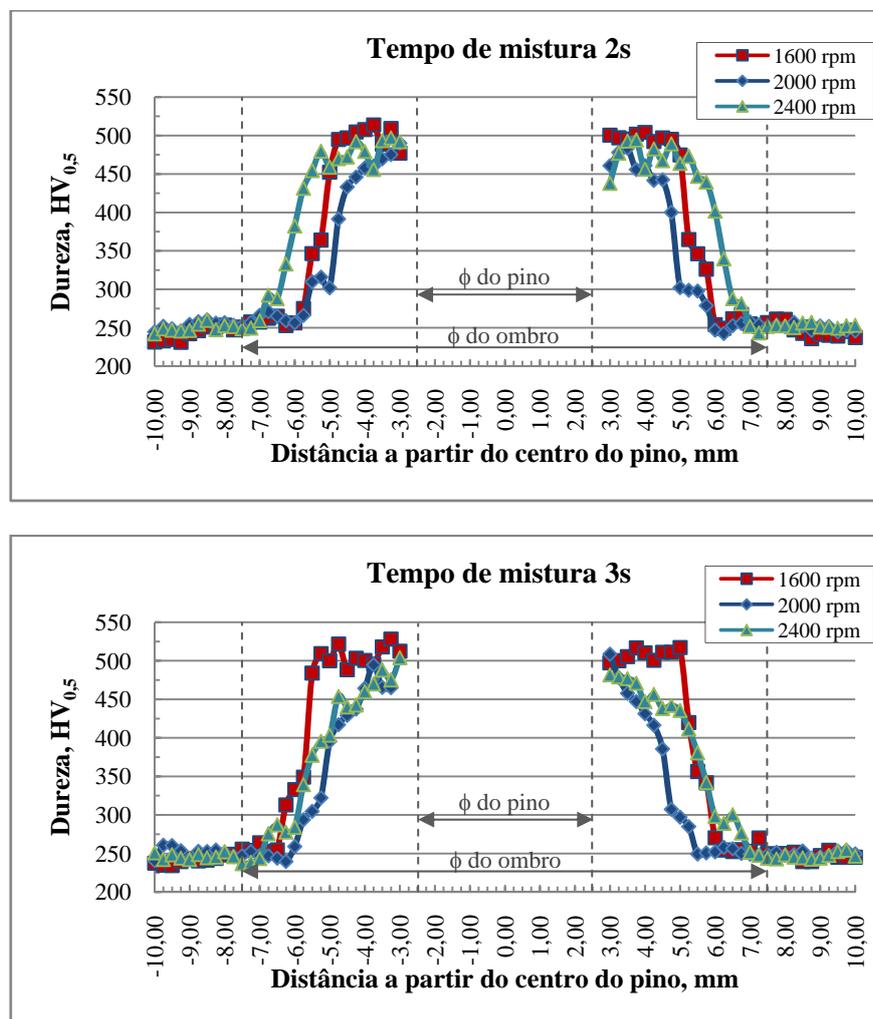


Figura 43 Comparação entre os perfis de dureza para as diferentes velocidades de rotação utilizando os tempos de mistura de 2s e 3s. Foi considerada a medição na linha L2 (distante 0,70 mm da superfície da chapa superior).

A Figura 44 mostra que praticamente não houve influência do tempo de mistura na dureza. Nesta Figura 44 também é possível notar que para cada velocidade de rotação empregada, não há muita diferença no tamanho das diferentes zonas. Devido a isso, foram medidas as larguras das diferentes zonas (usando o Software Leica QWin), e os resultados estão mostrados nos gráficos. Como era difícil definir o limite entre a ZM e a ZTMA, elas foram consideradas conjuntamente.

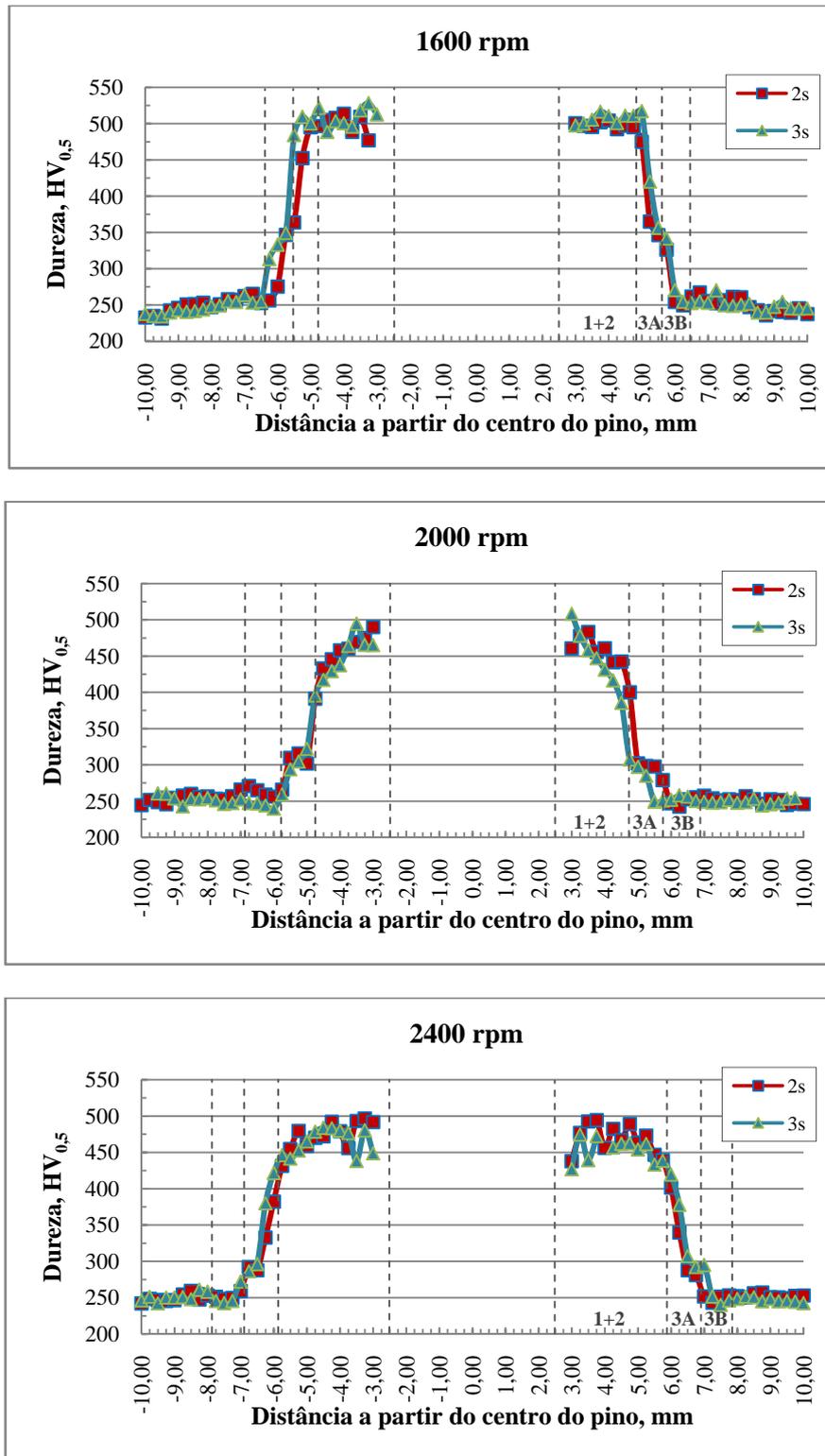


Figura 44

Comparação dos perfis de dureza em cada velocidade de rotação para os dois tempos de mistura. As identificações foram feitas linha L2. Também são mostradas as larguras aproximadas das zonas/subzonas formadas: 1+2=ZM+TMAZ; 3A=subzona 3A da ZTA; 3B= subzona 3B da ZTA.

#### 4.4 CISALHAMENTO

A resistência mecânica das juntas soldadas foi avaliada através de ensaios de cisalhamento. As médias dos valores de força máxima atingida durante os ensaios são mostradas na Figura 45. Para comparação, nesta figura também está mostrado o valor mínimo em cisalhamento recomendado pela norma AWS D8.1M<sup>(87)</sup> em soldas a ponto por resistência. De imediato se observa que os valores de força nas condições 1600 rpm – 3s, 2000 rpm – 2s e 2400 rpm – 2s foram superiores ao mínimo recomendado, enquanto a condição 2000 rpm – 3s atingiu teoricamente o mínimo e as outras duas condições, 1600 rpm – 2s e 2400 rpm – 3s, apresentaram valores de pico de força inferiores. Porém, deve-se salientar que as áreas obtidas em soldas a ponto por resistência elétrica são bem maiores do que aquelas resultantes do processo de SPFMM.

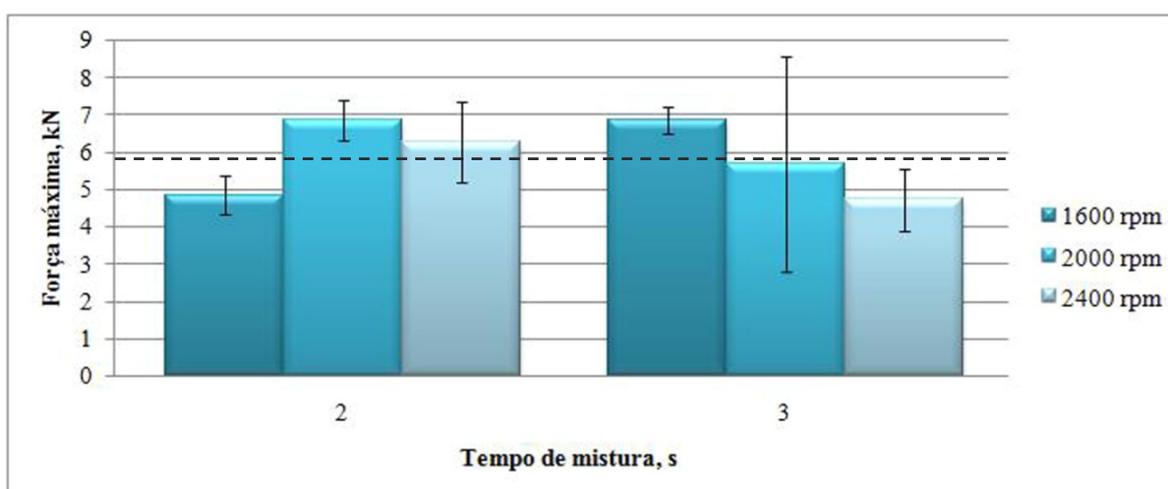


Figura 45 Força máxima atingida durante o ensaio de cisalhamento para cada condição de soldagem. Média de três corpos-de-prova por condição. A linha pontilhada indica o valor mínimo recomendado pela norma AWS D8.1M<sup>(87)</sup>.

Na rotação de 1600 rpm, pode ser observado que um aumento no tempo de mistura levou a maiores cargas para a fratura, resultando em um aumento no pico de força de 41,6%. Entretanto, para maiores velocidades de rotação os valores de força máxima diminuiram com o aumento do tempo de mistura: a queda na velocidade de 2000 rpm foi de 17,1%, enquanto que em 2400 rpm chegou a 24,6%. Foi observado que das três amostras ensaiadas que foram soldadas usando maior tempo de mistura e velocidades de

rotação de 2000 e 2400 rpm, uma apresentava diversas trincas após o ensaio de cisalhamento, como pode ser observado na Figura 46. Salienta-se que se os valores de pico de força em cisalhamento destas duas amostras fossem descartados, o comportamento geral em cisalhamento na condição 2000 rpm – 3s seria oposto; a média resultante seria 7,34 kN, o que indicaria melhor desempenho em cisalhamento com o aumento do tempo de mistura. No entanto, para a condição 2400 rpm – 3s, mesmo descartando o resultado da amostra que apresentou trincas, a média final seria 5,19 kN, ou seja, da mesma forma, com o aumento do tempo de mistura haveria uma queda no desempenho em cisalhamento.

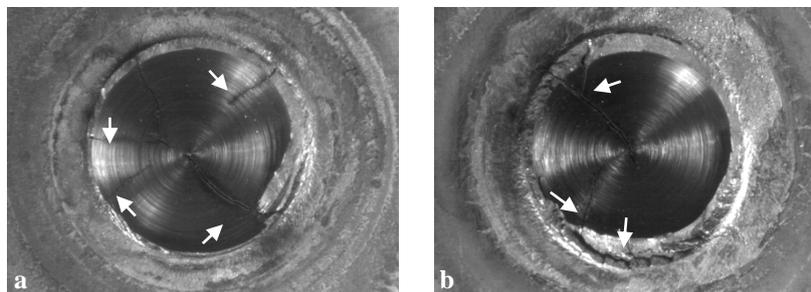
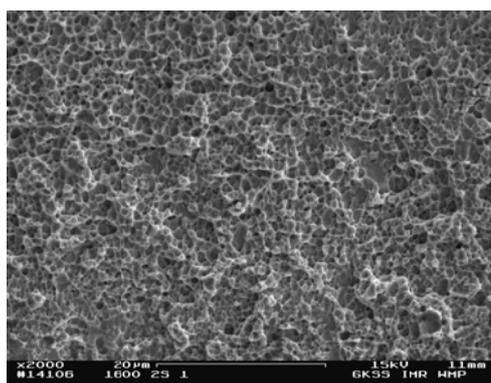
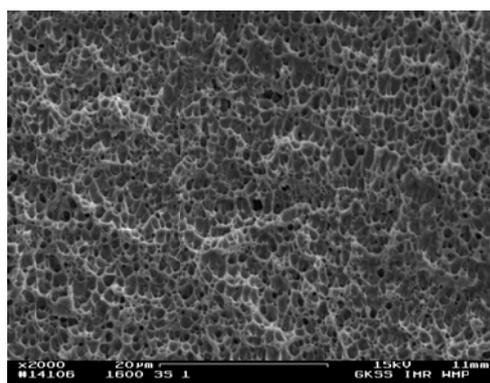


Figura 46 Trincas observadas nas amostras 2000 rpm – 3s – 1 (a) e 2400 rpm – 3s – 1 (b) após ensaios de cisalhamento.

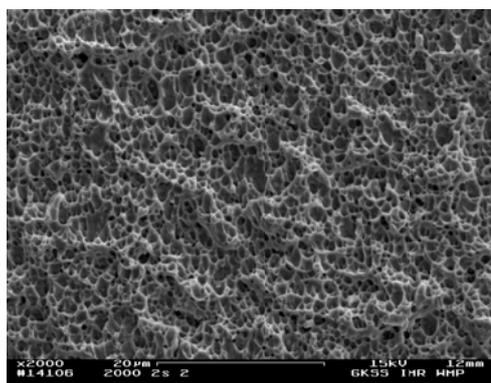
A análise das fraturas das amostras testadas em cisalhamento mostrou que o mecanismo de fratura predominante em todas as juntas obtidas foi dúctil. Entretanto, ressalta-se que o caráter de fratura dúctil é maior quanto maior o pico de força em cisalhamento, como pode ser visto na Figura 47 para as amostras de menor pico de força durante o ensaio: pequenas facetas de clivagem foram observadas nas amostras 2000 rpm – 3s – 1 e 2400 rpm – 3s – 1. Além disso, foi observado que uma amostra soldada utilizando-se menor velocidade de rotação (1600 rpm) e menor tempo de mistura (2s), também apresentou algumas áreas com clivagem, como pode ser visto na Figura 48, mesmo apresentando valor de pico de força maior do que o da Figura 47.



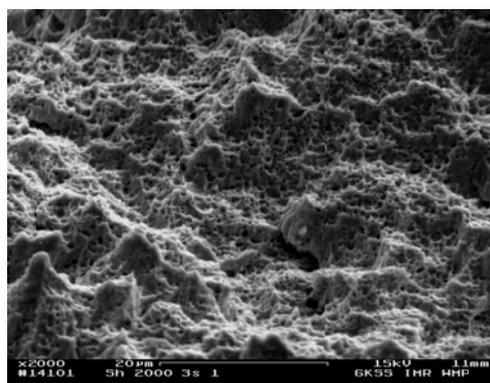
1600 rpm – 2s – 1 (4,31 kN)



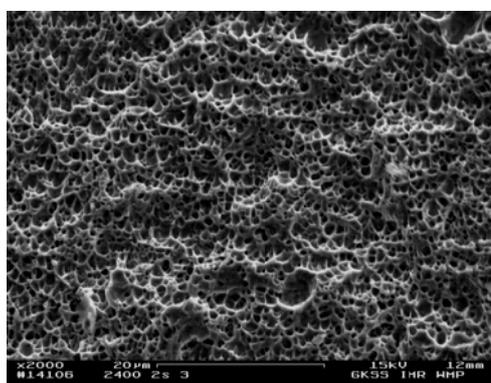
1600 rpm – 3s – 1 (6,41 kN)



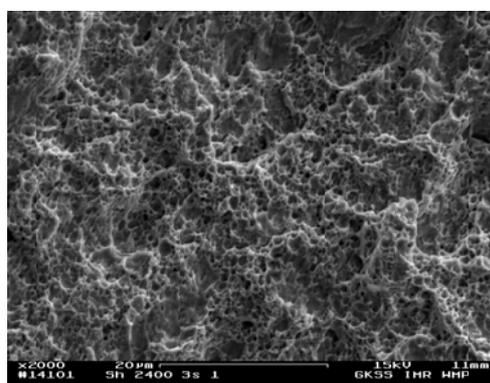
2000 rpm – 2s – 2 (6,50 kN)



2000 rpm – 3s – 1 (2,35 kN)



2400 rpm – 2s – 3 (5,26 kN)



2400 rpm – 3s – 1 (3,78 kN)

Figura 47 Superfícies de fratura dos corpos-de-prova ensaiados em cisalhamento, analisadas na região que sofreu tração. Foram selecionados aqueles que apresentaram menores valores de pico de força durante o ensaio (estes valores estão mostrados entre parênteses).

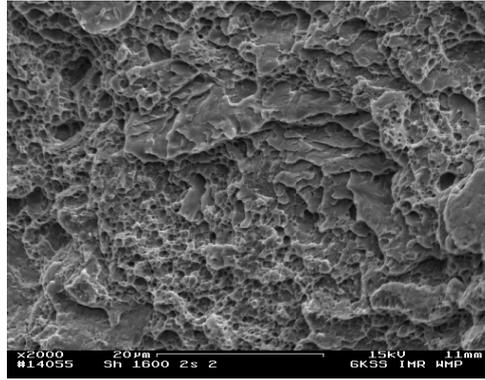


Figura 48 Superfície de fratura da amostra 1600 rpm – 2s – 2. Apesar de ter apresentado maior valor de força (5,33 kN) durante o ensaio do que a amostra constante na Figura 47, esta amostra apresentava algumas poucas áreas com clivagem.

As seções transversais das amostras testadas em cisalhamento (entre as três amostras testadas, são mostradas as que apresentaram menores e maiores valores de força) podem ser vistas na Figura 49.

Pode-se notar que não existe um “padrão” de geometria de fratura para amostras com melhor ou pior desempenho em cisalhamento. Por exemplo, apesar de as geometrias e os valores para as amostras “2000 rpm – 2s – 3” e “2400 rpm – 2s – 2” serem semelhantes, nas amostras “1600 rpm – 2s – 2” e “2400 rpm – 3s – 1”, assim como “2000 rpm – 3s – 1” e “2400 rpm – 3s – 3”, as geometrias são semelhantes mas os valores diferem bastante. Comparando-se os valores obtidos em cisalhamento com os valores de CLL e DPZ constantes na Tabela III (item 4.2), também não foi possível obter qualquer correlação entre eles. Uma análise mais detalhada das seções transversais mostrou que todas as fraturas seguiram o perfil da linha de zinco (proveniente do recobrimento das chapas) que se forma devido ao fluxo de material, como pode ser visto na Figura 50 (o mesmo é mostrado para todas as condições no Apêndice D). Este fato, aliado à não existência de um padrão de geometria de fratura, indicou que certamente o zinco presente na ZM era o fator de maior influência durante a fratura, porém, também poderia haver influência da microestrutura.

Para verificar se havia influência da microestrutura no processo de fratura, estas amostras foram analisadas em MEV. O resultado foi bastante interessante: enquanto havia a linha de zinco, a trinca principal de fratura a seguiu e a microestrutura ficou “intacta”, ou

seja, não apresentava nenhuma deformação, como mostrado na Figura 51(a). Porém, quando a linha não existia mais, ou estava descontínua, então a trinca seguiu pela microestrutura. Em todas as condições analisadas, neste processo final de fratura a microestrutura estava bastante deformada, e não foi possível estabelecer se havia a propagação por alguma fase específica, como pode ser visto na Figura 51(b). Na Figura 52 é mostrado que na amostra 1600 – 2s – 2, quando a linha de zinco tornou-se descontínua, a trinca continuou a propagar através da microestrutura, desviando da linha de zinco. O mesmo aconteceu nas amostras 2400 – 2s – 2 e 2400 – 2s – 3.



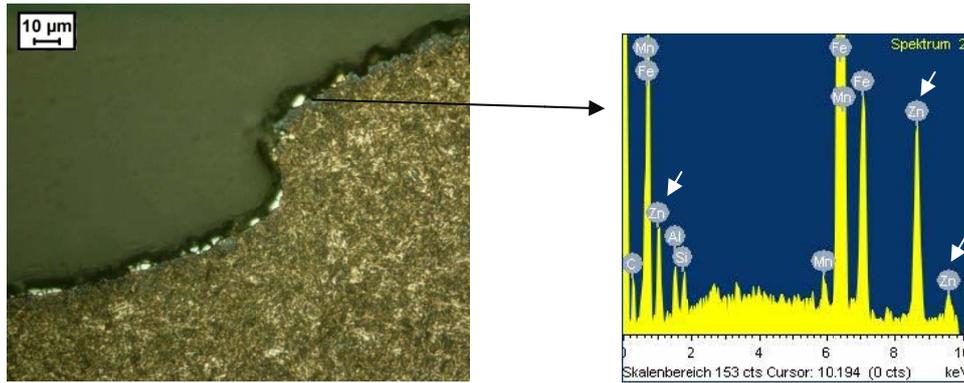


Figura 50 Micrografia ótica mostrando zinco na superfície de fratura de uma amostra testada em cisalhamento, confirmado pelo EDX realizado no MEV. Amostra 2000 rpm – 2s – 3. Ataque LePera.

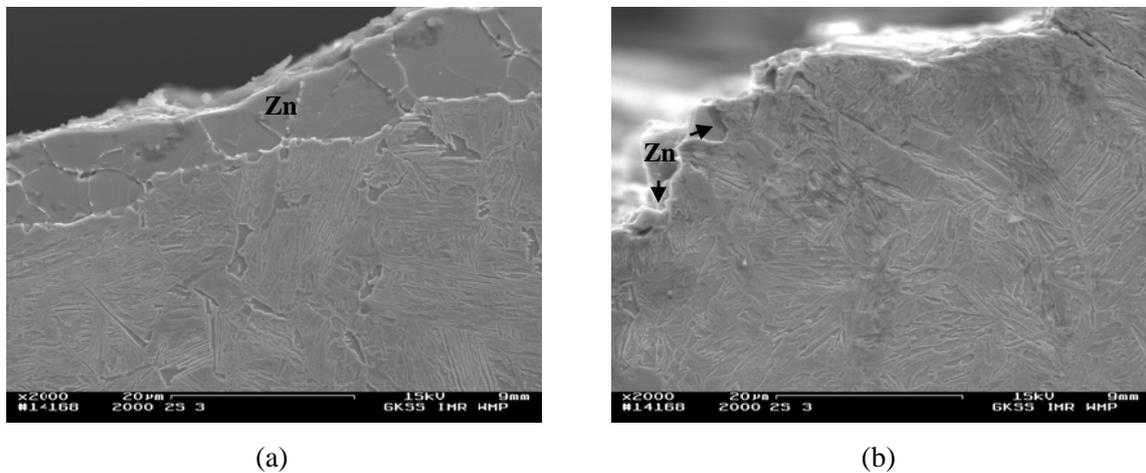


Figura 51 Imagens feitas no MEV mostrando (a) trinca principal propagando ao longo da linha de zinco, sem nenhuma influência da microestrutura; (b) quando termina a linha de zinco, a trinca segue pela microestrutura, que no final da fratura se encontra bem deformada. Amostra 2000 – 2s – 3. Ataque Nital 1%.

Este foi o resultado observado em todas as condições estudadas neste estudo, porém deve ser salientado que a análise das amostras testadas na condição 2400 rpm – 3s também mostrou algumas trincas secundárias entrando na ZM, seguindo a ferrita alotriomorfa, como pode ser observado na Figura 53.

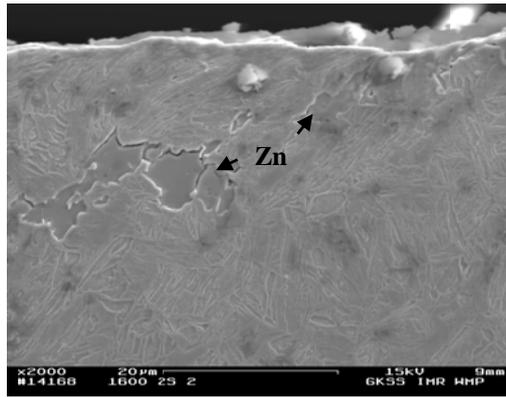
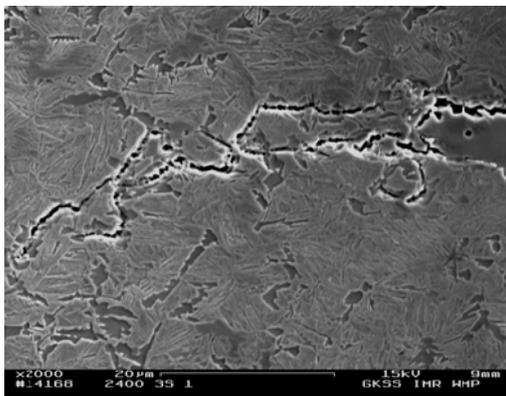
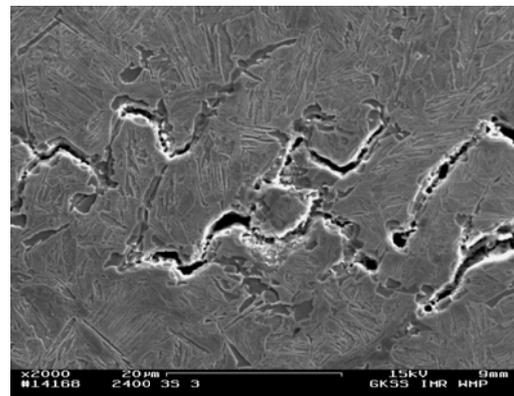


Figura 52 Nesta amostra (1600 – 2s – 2), quando a linha de zinco tornou-se descontínua, houve desvio da propagação da trinca para a microestrutura. MEV, ataque Nital 1%.



(a)



(b)

Figura 53 Trincas secundárias através da ferrita alotriomorfa. Amostras 2400 – 3s – 1 (a) e 2400 – 3s – 3 (b). MEV, ataque Nital 1%.

O efeito TRIP, ou seja, a transformação da austenita em martensita durante carregamento, não foi observado. Considerando a propagação inicial da trinca ao longo da linha de zinco, isto era esperado, pois de modo similar ao da Figura 51, a microestrutura adjacente a superfície de fratura não apresentava deformação, Figura 54.

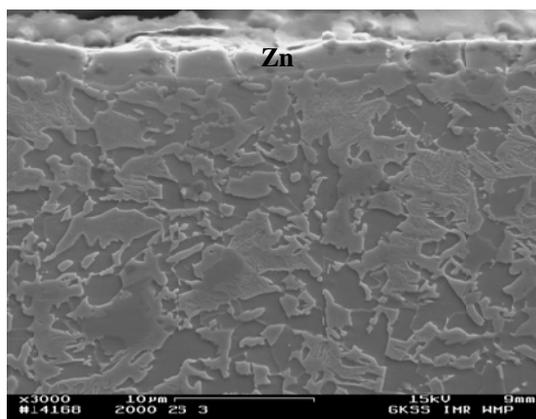


Figura 54 Microestrutura na ZTMA, mostrando que não houve transformação da austenita retida em martensita devido ao carregamento durante ensaio de cisalhamento.

Todas estas observações feitas acima apenas reforçam que a microestrutura na ZM possui sim uma parcela na resistência da junta, e ajudam a explicar o fato das geometrias de fratura das amostras “1600 rpm – 2s – 2” e “2400 rpm – 3s – 1”, e também “2000 rpm – 3s – 1” e “2400 rpm – 3s – 3” serem semelhantes mas possuem valores de pico de força durante ensaio de cisalhamento tão diferentes: o menor valor foi sempre para a maior velocidade de rotação, onde a microestrutura possui maior quantidade de ferrita alotriomorfa do que nas outras velocidades. Esta fase é bem tenaz, mas possui resistência menor do que as outras fases, bainita e martensita, também presentes na ZM em todas as condições.

## 5 DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

---

### 5.1 PROCESSO

A análise dos gráficos de força, torque e deslocamento facilitou o entendimento das diferentes etapas do processo de SPFMM aqui empregado. Neste processo, quando o pino da ferramenta toca a superfície da chapa superior, devido à resistência do material à deformação, a força e o torque começam a subir, até que a força atinge um valor máximo representado por F1 na Figura 24. Este aço TRIP, como já mencionado, possui uma camada protetora de zinco em sua superfície e, então, nesta etapa inicial existe o desgaste abrasivo (similar a uma usinagem) do zinco que recobre a chapa, expulsando-o, como mostrado na Figura 55.

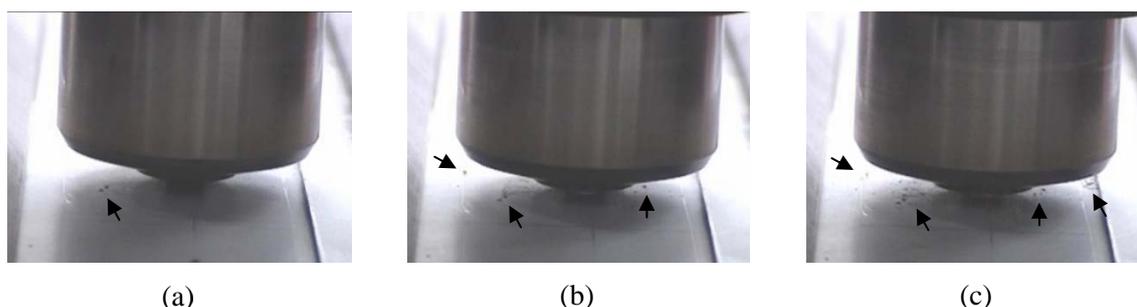


Figura 55 Imagens mostrando o zinco sendo retirado da superfície da chapa superior; a quantidade de zinco aumenta de (a) para (c), como indicado pelas setas.

Posterior a esta etapa, à medida que o pino penetra na chapa, o atrito provoca um aumento de temperatura e o material plastifica; sua resistência à deformação diminui e ocorre uma queda no valor de força. Além disso, o deslocamento vertical da ferramenta provoca a extrusão do material, o que significa que este “excesso” de material tende a se deslocar em sentido inverso ao do pino. Em outra etapa, quando o ombro toca este material extrudado, os valores de força e torque voltam a subir devido à chamada “força de forjamento” provocada pelo ombro. Imediatamente antes do início do tempo de mistura, no qual a ferramenta continua a girar e não há mais deslocamento vertical do pino, a força atinge outro pico representado por F2 na Figura 24 e o torque atinge o seu valor máximo.

Geralmente durante o tempo de mistura os valores de força e torque novamente caem devido à facilidade de deformação do material devido ao calor gerado pelo atrito.

Os maiores valores de força e torque foram apresentados pela condição de menor velocidade de rotação da ferramenta. Isto era esperado, pois nesta velocidade pressupõe-se que menores temperaturas foram atingidas durante o processo, o que significa maior dificuldade para deformar o material se comparado às outras velocidades de rotação. Outro fato interessante é que comparando os gráficos obtidos durante a produção das amostras testadas em cisalhamento para a mesma condição de soldagem, no Apêndice A, observa-se que eles são muito similares.

A utilização da equação 1 para o cálculo do aporte de energia não foi eficaz para este material nas condições aqui estudadas; apesar dos resultados mostrarem uma queda no aporte de energia com o aumento da velocidade de rotação, as macro e micrografias mostram um comportamento contrário, que é comprovado através:

- dos diferentes tamanhos de cada zona, que aumentaram com o aumento da velocidade de rotação;
- de suas formas finais, que analogamente a outros processos de soldagem<sup>(88)</sup>, assume uma forma mais “retangular” com um maior aporte de energia;
- dos microconstituintes na ZM, evidenciado principalmente por maiores quantidades de ferrita alotriomorfa e de Widmanstätten em maiores velocidades de rotação, indicando menores taxas de resfriamento;
- da menor quantidade de austenita na subzona 3B da ZTA, que devido a menor taxa de resfriamento (conseqüência do maior aporte de energia), transformou-se em bainita.

A equação 1 representa o *aporte de energia devido ao processo*; ela possui duas parcelas, uma que considera a influência do torque e a outra que considera o efeito da força axial. No presente estudo, quando cada parcela foi calculada, percebeu-se que a do torque foi a mais significativa – seu valor foi algo como 1000 vezes maior do que o da parcela da força axial. Ora, neste processo, se aumentarmos a velocidade de rotação o material deformará mais facilmente, pois se espera que a temperatura atingida seja maior. Evidentemente, se o material é mais “deformável”, então a sua resistência à penetração do pino (que pode, no nosso processo, ser indiretamente representada pelos valores de força e

torque) será menor. Isto justifica a queda nos valores de aporte de energia calculados com o aumento da velocidade de rotação. Comportamento similar a este também foi encontrado em ligas de alumínio 6061-T6 e de magnésio AM50<sup>(84; 89)</sup>; os autores atribuíram este fato à “menor viscosidade aparente” do material imediatamente adjacente ao pino.

Neste estudo, a diferença entre o aporte de energia calculado e o real pode estar relacionada à *geração de calor devido à deformação plástica e à transformação de fase*. Já existem alguns trabalhos onde foram desenvolvidas equações constitutivas considerando estes dois fatores juntamente com o comportamento termoviscoplastico de aços TRIP<sup>(24; 90-95)</sup> – apesar de a máxima temperatura considerada nestes trabalhos ser de 350°C –, assim como modelos analíticos prevendo o aporte de energia em processos de soldagem por fricção<sup>(96-100)</sup>. Considerando alguns dados constantes nestes trabalhos, é fácil notar que a análise do aporte de energia, para este processo e este aço, é bem complexa e necessitaria de modelamento matemático que levasse em conta:

- o aporte de energia mecânico, devido à fricção, considerando força axial e torque, assim como condições de contato com a ferramenta;
- o calor gerado pela deformação plástica do material;
- o calor devido às transformações de fase no material;
- a dependência de algumas propriedades físicas do material com a temperatura.

Evidentemente, o desenvolvimento e a confirmação do modelo matemático necessitaria de intenso trabalho experimental.

Salienta-se que neste estudo não foi possível estabelecer as condições de contato entre o pino e o material, adesão ou escorregamento, observando apenas os resultados metalográficos e as curvas de torque. Para tanto, seria necessário também conhecer o histórico térmico durante cada soldagem, porém não foram realizadas medições de temperatura.

Se as condições de contato no presente estudo fossem mantidas constantes, provavelmente a equação utilizada para a determinação do aporte de energia teria fornecido resultados mais lógicos – aumento do aporte de energia com o aumento da velocidade de rotação e/ou tempo de mistura.

Porém, independentemente do cálculo do aporte de energia, algo que foi constatado metalograficamente foi que considerando a mesma velocidade de rotação da ferramenta, com o aumento do tempo de mistura não houve variação significativa nos tamanhos das diferentes zonas (ZM, ZTMA e ZTA), fato evidenciado pelas macrografias mostradas na Figura 27 e pela comparação dos perfis de microdureza na Figura 44 (analisando esta figura, é facilmente observável que os tamanhos das zonas ao longo da junta não mudaram muito). O que poderia então explicar este fato seria um provável “escorregamento” entre a periferia da ferramenta e o material adjacente a ela durante o processo, como observado durante a SPFMM em ligas de magnésio e alumínio<sup>(82; 101; 89)</sup>, e que nestes casos foi atribuído à fusão local de partículas de segunda fase (precipitados nas ligas de alumínio 2024 e 7075 e fase eutética na liga de magnésio AZ91D), lubrificando o pino.

No presente estudo, o aço utilizado é revestido com uma camada de zinco e a temperatura de fusão deste elemento é de aproximadamente 420°C. Durante o processo é muito provável que algum zinco líquido tenha entrado em contato com a ferramenta e provocado instantaneamente o seu escorregamento. Entretanto, é necessário salientar que a temperatura de ebulição do zinco é cerca de 907°C, e como existem evidências microestruturais de que a temperatura máxima atingida na ZM foi maior do que a de austenitização (que para este aço é aproximadamente 854°C), certamente este zinco vaporizou e provavelmente após muito breve período de tempo, devido ao fluxo de material no processo (onde o material de baixo sofre algo similar a uma extrusão indireta, pois se movimenta no sentido contrário ao do pino), os vapores de zinco foram expulsos da junta *através da interface material/pino*. Porém, esta possibilidade deve ser considerada principalmente quando o pino encontrava-se entre as chapas superior e inferior. Com posterior penetração do pino, novamente devido ao fluxo de material, o zinco é incorporado à ZM, formando a “linha de zinco” com geometria definida pelo fluxo. Então de acordo com as considerações acima, na Figura 56 está mostrado o comportamento do revestimento do zinco em diferentes etapas do processo de SPFMM.

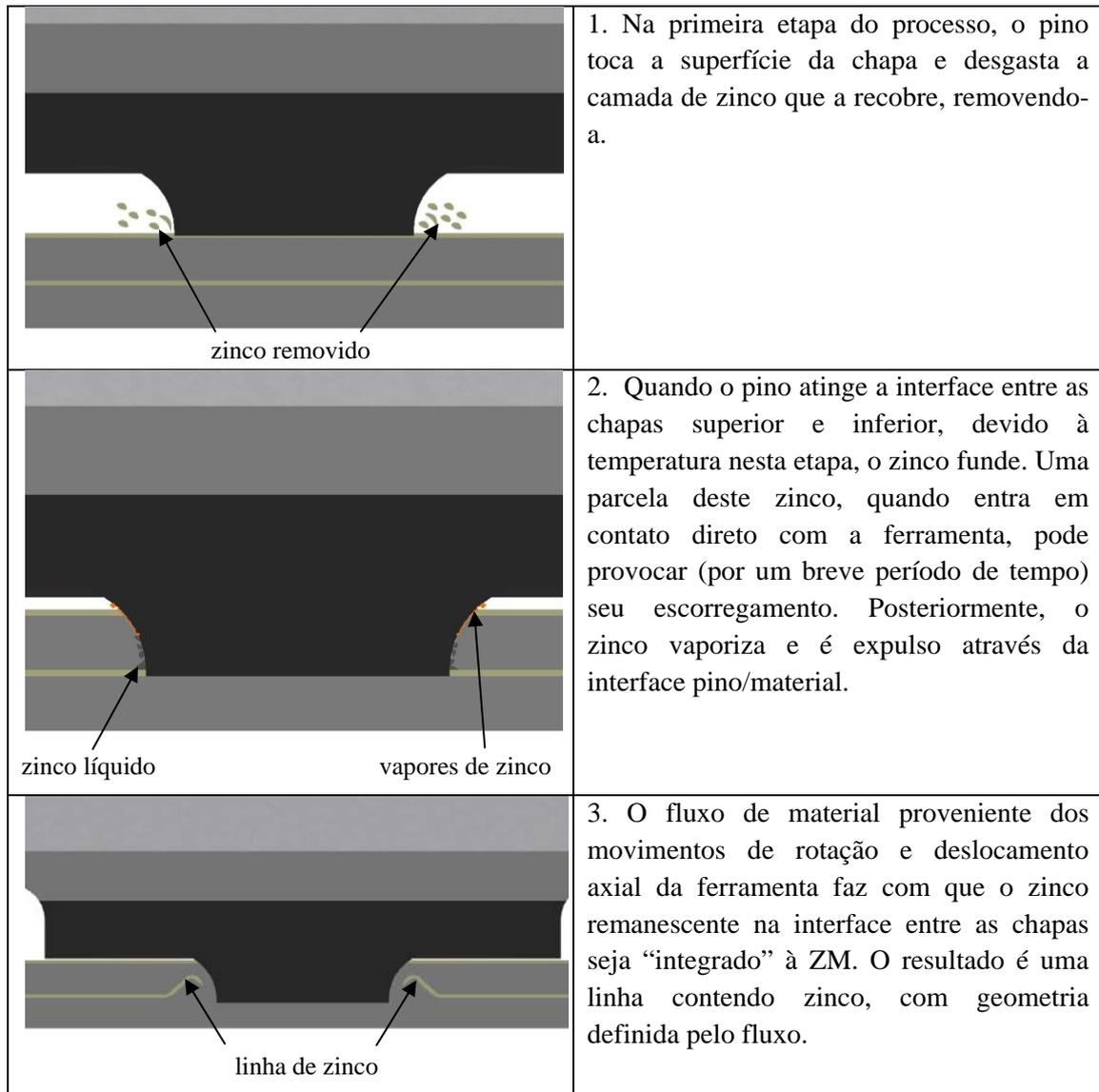


Figura 56 Comportamento do revestimento de zinco em diferentes etapas do processo de SPFMM.

## 5.2 MICROESTRUTURAS

Durante a etapa de aquecimento, a microestrutura na ZM transformou-se em austenita. Isto ficou evidenciado pelas microestruturas resultantes nesta zona (ferrita alotriomorfa, ferrita de Widmanstätten, bainita, martensita e martensita-austenita) que, por serem totalmente diferentes daquelas do metal-base, durante o resfriamento poderiam se formar apenas a partir da austenita. A seguir serão abordados alguns aspectos referentes a cada um destes produtos de transformação, na ordem em que aparecem durante o resfriamento.

A ferrita alotriomorfa nucleia nos contornos de grão da austenita já que eles, além de apresentarem maior energia, são também o caminho mais fácil para difusão. Ela cresce por um mecanismo de transformação reconstutivo, ou seja, todos os átomos difundem para acompanhar a mudança de reticulado, minimizando a deformação devido à transformação de fase. Em condições de equilíbrio, a ferrita alotriomorfa deve ter uma concentração de elementos substitucionais diferente do restante da liga. Porém, em velocidades de resfriamento elevadas, o crescimento da ferrita ocorre em paraequilíbrio, pois não ocorre partição dos solutos, apenas do carbono<sup>(102)</sup>.

Em decorrência do crescimento da ferrita alotriomorfa, como a solubilidade do carbono nela é baixa (máximo 0,02%), existe um enriquecimento de carbono na austenita vizinha. Já que é um processo controlado por difusão, à medida que a temperatura diminui, a taxa de crescimento desta ferrita diminui, e cessa quando a temperatura de início de formação da ferrita de Widmanstätten é atingida<sup>(102)</sup>.

A ferrita de Widmanstätten nucleia diretamente a partir dos contornos de grão da austenita (conhecida como ferrita de Widmanstätten primária) ou a partir da ferrita alotriomorfa (chamada de ferrita de Widmanstätten secundária, mais comum)<sup>(103; 104; 105; 106)</sup>. Nestas temperaturas mais baixas, a mobilidade do carbono é diminuída e o crescimento da ferrita de Widmanstätten, assim como o da bainita ou da martensita, dá-se através de um mecanismo displacivo, ou seja, há um movimento coordenado dos átomos de carbono em curta distância. A mudança de forma que acompanha as transformações displacivas induz deformação, gerando discordâncias na interface austenita/produto. Estas discordâncias limitam o tamanho dos produtos, pois restringem seu crescimento<sup>(107)</sup>.

Quando é atingida a temperatura  $B_s$ , inicia a nucleação da bainita nos contornos de grão da austenita<sup>(16)</sup>. Isto implica que se o grão de austenita estiver previamente “decorado” com ferrita alotriomorfa, então neste grão ocorrerá preferencialmente nucleação de ferrita acicular a partir de inclusões ou, a menores temperaturas, de martensita. Salienta-se que neste aço não foi observada ferrita acicular, pois não havia inclusões potenciais (não metálicas<sup>(108-111)</sup>) para sua nucleação.

Uma vez que a solubilidade do carbono na ferrita bainítica é limitada em aproximadamente 0,4%<sup>(23)</sup>, à medida que a bainita vai crescendo, ocorre rejeição do carbono da ferrita para a austenita vizinha. O crescimento cessa quando ocorre a

estabilização química da austenita (sua energia livre é menor do que a da ferrita bainítica, de modo similar ao explicado no item 2.1.1.1 e Figura 6). Esta austenita residual se transforma em martensita quando a sua  $M_S$  é atingida. Como a transformação martensítica não envolve difusão de carbono, o teor deste elemento na martensita será o mesmo da austenita que a originou (o mesmo vale para os outros elementos de liga).

Em todas as condições de soldagem aqui estudadas, havia bainita coalescida na ZM. Como este constituinte foi descoberto recentemente, vale a pena fazer alguns comentários sobre ele. A Figura 57(a) mostra bainitas coalescidas formadas no aço TRIP aqui utilizado; elas são bastante similares às encontradas na soldagem de um aço ao carbono usando eletrodo revestido, mostradas na Figura 57(b). De acordo com Bhadeshia et al. <sup>(112)</sup> e Keehan et al. <sup>(113)</sup>, algumas características deste constituinte são:

- sua nucleação, como a da bainita “clássica”, dá-se (usualmente) a partir do contorno de grão da austenita;
- ocorre a combinação de diferentes placas finas de bainita com mesma orientação cristalográfica, que coalescem durante crescimento (Figura 58);
- o superresfriamento deve ser alto o suficiente para sustentar a energia de deformação (associada ao mecanismo de formação displacivo da bainita);
- formação facilitada quando as temperaturas  $B_S$  e  $M_S$  são relativamente próximas.

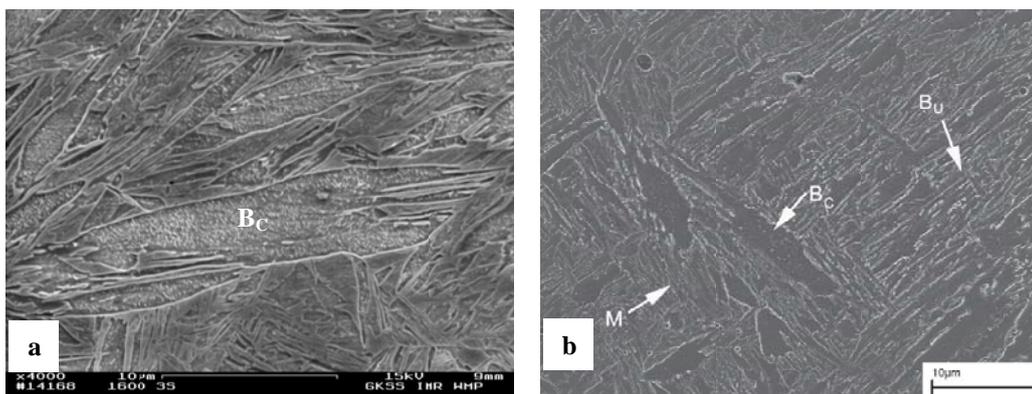


Figura 57 Bainita coalescida: (a) presente na ZM, condição 1600 rpm – 3s; (b) encontrada em um aço ao carbono soldado por eletrodo revestido <sup>(113)</sup>.  $B_C$ =bainita coalescida;  $B_U$ =bainita superior;  $M$ =martensita.

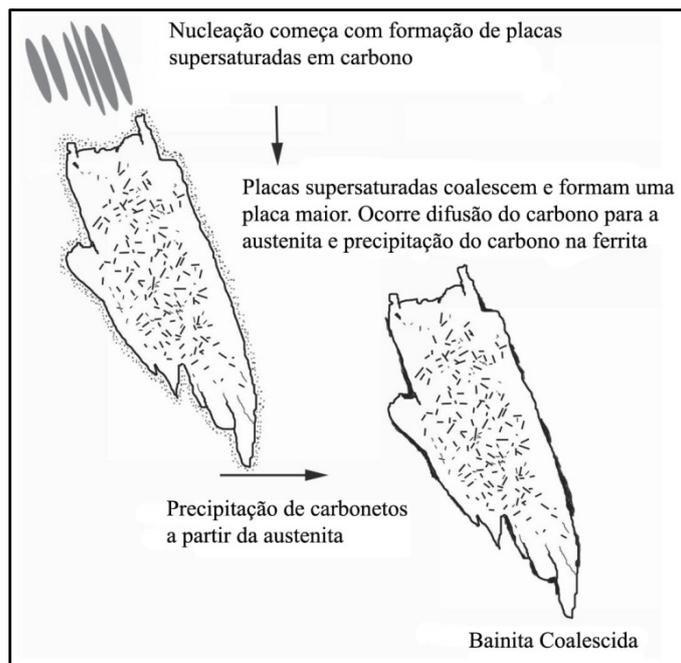


Figura 58 Esquema mostrando a formação da bainita coalescida<sup>(113)</sup>.

Neste trabalho, foi observado que a quantidade e o tamanho da bainita coalescida diminuíram com o aumento da velocidade de rotação e/ou tempo de mistura. Estes fatos estão de acordo com a literatura<sup>(112; 113)</sup> pois, primeiro, como um dos “requisitos” para a sua formação é um alto superresfriamento, é evidente que o superresfriamento na menor velocidade de rotação de ferramenta aqui empregado é maior do que nas outras condições (porque o aporte de energia, teoricamente, foi menor). Segundo, como a quantidade de ferrita alotriomorfa aumenta com o aumento da velocidade de rotação e/ou tempo de mistura, obviamente menor quantidade de bainita (e também de martensita) é formada. No presente estudo, acredita-se que a deformação no processo também contribua para a formação da bainita coalescida, seja pela formação de maior quantidade de placas com mesma orientação, ou por aproximar as temperaturas  $B_S$  e  $M_S$  (alguns estudos mostraram que a aplicação de deformação diminui a temperatura  $B_S$ <sup>(16; 107; 114-117)</sup>).

Outro constituinte que foi encontrado nas maiores velocidades de rotação de ferramenta, é o constituinte martensita-austenita (MA). Acredita-se que a formação de MA também foi facilitada pela maior quantidade de ferrita alotriomorfa presente na microestrutura; como a solubilidade do carbono na ferrita é muito baixa, ocorre enriquecimento da austenita vizinha com este elemento e com posterior resfriamento,

quando a temperatura  $M_S$  é atingida, há formação de MA. Elementos como carbono e manganês, por serem estabilizadores da austenita, retardam a sua taxa de decomposição. No caso do manganês, Ferry et al. <sup>(118)</sup> explicaram que isto acontece devido à segregação de átomos deste elemento ao longo de fronteiras de grãos ferrita/austenita, causando um retardo na transformação austenítica (efeito de arraste por soluto). Porém, dados em literatura <sup>(119; 120)</sup> mostram que o silício, apesar de não ser estabilizador da austenita, também favorece a formação de MA, pois ele retarda a precipitação de carbonetos e favorece então o enriquecimento da austenita em carbono. Ou seja, parece que a composição química possui forte influência na formação deste constituinte, e inclusive alguns autores atribuem a presença de MA à diferenças químicas locais <sup>(120-122)</sup>. Em relação à influência da taxa de resfriamento na formação do constituinte MA, enquanto alguns estudos mostram que um aumento na taxa de resfriamento favorece a sua formação <sup>(106; 123; 122)</sup>, pois existe menor tempo disponível para a difusão de elementos, outros mostram o contrário <sup>(124)</sup>.

Sendo assim, o fato de o constituinte MA ter sido observado nas maiores velocidades de rotação de ferramenta neste trabalho pode ser atribuído à maior deformação gerada durante o processo, que provavelmente provocou maior heterogeneidade química na ZM.

No presente estudo devemos considerar que estas transformações a partir do campo austenítico são influenciadas por dois fatores concorrentes aos quais o aço foi submetido: taxa de resfriamento e deformação. Maiores taxas de resfriamento, relacionadas a menores aportes de energia neste processo de soldagem, favorecem a formação de produtos displacivos, pois não há tempo suficiente para difusão do carbono. Por outro lado, o aumento na deformação favorece a formação de ferrita alotriomorfa, seja por aumentar a densidade de lugares preferenciais para sua nucleação, como fronteiras de grãos da austenita ou mesmo bandas de deformação ou de cisalhamento <sup>(115; 123; 125; 126)</sup> ou reduzir o superresfriamento necessário para sua nucleação <sup>(127; 128)</sup>.

Já está bem documentado na literatura <sup>(129-131)</sup> que quando um material é submetido à deformação, inicialmente ocorre um aumento no número de discordâncias, o que provoca encruamento. Porém, quando a deformação atinge um nível crítico, e se a deformação é aplicada em temperatura superior à de não-recristalização do material, ocorre sua recristalização dinâmica, o que significa que para a minimização da energia do sistema, as

discordâncias se rearranjam formando novas fronteiras de grãos. O resultado é um refino microestrutural. Ainda durante deformação, alguns grãos podem crescer, e isto caracteriza a recristalização metadinâmica. Após cessar a deformação, se houver energia armazenada suficiente nos grãos, para sua minimização ocorre o aumento do tamanho de grãos maiores às custas dos menores, através do movimento das fronteiras de grãos. Este fenômeno é conhecido como recristalização estática. Fatores como composição química, tamanho de grão inicial, temperatura e taxa de deformação afetam a cinética de recristalização<sup>(132-137)</sup>.

Note-se que a região de maior deformação e temperatura na ZM é a adjacente ao pino e logo abaixo do ombro da ferramenta de soldagem, subzona 1A no esquema da Figura 30. Nesta subzona é que ocorre recristalização (meta)dinâmica, porém, no restante da ZM é provável que recristalização estática tenha ocorrido, pois os tamanhos de grãos nesta zona são maiores do que os encontrados nas outras zonas. É necessário salientar que não foram observados grãos alongados na ZM, o que indica que em todas as condições de soldagem empregadas neste estudo, a deformação ocorreu acima da temperatura de não-recristalização deste aço. Em um aço TRIP com composição química similar (0,19% C; 1,54% Mn; 1,55% Si; 0,024% Al (% em peso)), esta temperatura era de 910°C<sup>(137; 138)</sup>.

Em relação às microestruturas resultantes do processo, observou-se que um aumento na velocidade de rotação da ferramenta, considerando um mesmo tempo de mistura, causou um aumento na quantidade de ferrita alotriomorfa, ferrita de Widmanstätten e constituinte MA na ZM. Isto provavelmente está relacionado às maiores temperaturas atingidas durante o processo com o uso de maiores velocidades de rotação, o que provoca dois efeitos: maior deformação da austenita (devido a maior facilidade de deformação do material a mais altas temperaturas) e menores taxas de resfriamento.

Em regiões adjacentes ao pino, a intensa deformação no campo austenítico nas maiores velocidades de rotação e/ou tempo de mistura, levou à recristalização dinâmica do material, ou seja, novos grãos foram formados. Isto aumentou os sítios para nucleação da ferrita alotriomorfa, que nucleia nos contornos de grão da austenita já que eles, além de apresentarem maior energia, são também o caminho mais fácil para difusão. Na Figura 31, condição 2400 rpm – 3s, é fácil notar regiões “isoladas” onde grãos pequenos estão cercados por grãos maiores, sugerindo recristalização (meta)dinâmica neste caso.

Na ZTMA, zona 2 na Figura 30, a microestrutura composta por ferrita, austenita, bainita e martensita indica que as temperaturas atingidas durante o processo foram entre  $A_{c1}$  e  $A_{c3}$ . À primeira vista, poderia-se pensar que a martensita transformada é induzida por deformação, porém isto não seria possível nas temperaturas atingidas, como já explicado no item 2.1.3. Através da análise um pouco mais cuidadosa desta zona, percebe-se que houve transformação de bainita e martensita principalmente em grãos austeníticos maiores, ou seja, estes grãos são menos estáveis do que os menores. Por quê? A resposta pode estar no teor de carbono: grãos maiores de austenita possuem menores teores de carbono e, desta forma, as suas temperaturas  $M_s$  são maiores<sup>(10; 39; 139)</sup>. Além do teor de carbono, outro fator que pode ter contribuído para a “não-transformação induzida” da martensita é, em decorrência da deformação, a menor geração de discordâncias em grãos austeníticos maiores quando comparados a menores: grãos de austenita com maiores densidades de discordâncias possuem energias devido à falha de empilhamento maiores, resultando em menor força-motriz para a transformação martensítica<sup>(36)</sup>.

A microestrutura na primeira subzona correspondente à ZTA (subzona 3A na Figura 30) é uma mistura de ferrita e austenita, o que indica que as temperaturas atingidas nesta zona estavam, assim como na ZTMA, entre  $A_{c1}$  e  $A_{c3}$ . Porém, nesta subzona, como não houve deformação, os grãos de austenita e ferrita não estão deformados. Aqui, em alguns grãos maiores de austenita foi observada a transformação em bainita e/ou martensita muito refinadas, que ocorreu durante resfriamento e principalmente na condição 1600 rpm – 2s, onde a taxa de resfriamento era maior do que nas outras condições.

A temperatura na subzona 3B da ZTA foi menor do que  $A_{c1}$ . Nesta subzona, houve transformação parcial da austenita retida em bainita. Maior quantidade de bainita transformada foi observada com o uso de maiores velocidades de rotação e/ou tempos de mistura, algo previsível já que teoricamente há maior aporte de energia nestas condições. E, novamente, com maior aporte de energia a taxa de resfriamento é menor, ou seja, em se tratando especificamente da subzona 3B, o material fica exposto por mais tempo à faixa de temperaturas de transformação bainítica. Estes resultados estão de acordo com os de outros estudos<sup>(28; 140; 141)</sup>, que mostraram que havia um aumento na quantidade de bainita formada quando aços TRIP eram expostos a maior temperatura e/ou tempo durante o tratamento isotérmico.

### 5.3 PROPRIEDADES MECÂNICAS

Os perfis de microdureza da Figura 43 mostraram que, considerando os dois tempos de mistura, os maiores valores de dureza em cada zona/subzona foram obtidos com a menor velocidade de rotação, o que pode ser atribuído à maior taxa de resfriamento nesta velocidade, e que provoca a formação de maior quantidade de martensita e bainita do que nas outras velocidades.

De acordo com a Figura 44, na menor velocidade de rotação, 1600 rpm, só existe queda nos valores de dureza a partir da subzona 3A, enquanto que nas outras velocidades a dureza cai continuamente desde o início da ZM, mas como já comentado, de modo mais rápido na velocidade de 2000 rpm. Os valores de dureza na subzona 3A parecem ser um pouco maiores na velocidade de 1600 rpm e menores na velocidade de 2400 rpm. Nesta subzona, como visto no item 4.2.3, a microestrutura é composta basicamente por ferrita e austenita, mas na menor velocidade de rotação também existem alguns grãos de austenita com transformação parcial em fina bainita e/ou martensita. Novamente há uma redução de dureza na subzona 3B, e ela é mais acentuada quanto maior for a velocidade de rotação: enquanto que em 1600 rpm a dureza é similar à do metal-base, nas rotações de 2000 e 2400 rpm ela é levemente menor do que a do metal-base. Este resultado está de acordo com as microestruturas encontradas nesta subzona para as diferentes velocidades de rotação, pois como já mostrado, existe uma menor quantidade de austenita retida nas amostras soldadas com maior velocidade de rotação. Esta austenita, devido ao seu alto teor de carbono, possui dureza maior do que a bainita e, evidentemente, do que a ferrita (isto foi comprovado por Jacques et al. <sup>(142)</sup> e Furnémont et al. <sup>(143)</sup> através de medições de nanodureza em aços TRIP). Além disso, o efeito da taxa de resfriamento na recuperação do material também deve ser considerado; evidentemente, ele deve ser menor na velocidade de rotação de 1600 rpm do que nas outras velocidades.

As soldas produzidas na velocidade de rotação de ferramenta de 2000 rpm foram as que apresentaram melhor desempenho nos ensaios de cisalhamento, pois nos dois tempos de mistura aqui utilizados a média dos valores de pico de força no ensaio foram, no mínimo, iguais ao recomendado em soldas a ponto por resistência elétrica.

As fraturas das amostras cisalhadas ocorreram na ZM. Como já discutido nos itens 4.2 e 5.1, durante o processo de SPFMM nestes aços é formada uma linha de zinco na ZM,

e foi mostrado no item 4.4 que todas as superfícies de fratura das amostras cisalhadas continham zinco. Também foi mostrado que enquanto a trinca propagou ao longo da linha de zinco, não houve influência da microestrutura na fratura (porém nas amostras soldadas na condição 2400 rpm – 3s, também foram observadas trincas secundárias propagando através de grãos de ferrita alotriomorfa). Desta forma, propõe-se que o processo de fratura ocorreu de acordo com as seguintes etapas:

1. a fratura iniciou na interface entre as chapas superior e inferior, na ZM, que atuou como uma “trinca”;
2. esta trinca propagou ao longo da linha de zinco, pois esta era a região de menor resistência na ZM;
3. após a trinca propagar por um certo período através da linha de zinco, existem duas possibilidades: ou o material rompeu porque a sua seção resistente tornou-se muito baixa ou, se a seção resistente ainda não tivesse atingido um valor crítico, houve influência da microestrutura nesta área na ruptura final da junta.

Com relação à última possibilidade, deve ser ressaltado que devido ao fluxo de material, pode ser que a linha de zinco na região um pouco mais próxima ao pino não era contínua (como mostrado na Figura 52), e então a microestrutura poder ter interagido com a trinca, facilitando ou retardando a sua propagação.

Como a microestrutura na ZM é composta por diferentes fases e estas, por sua vez, apresentam diferentes propriedades mecânicas, a interação entre microestrutura e trinca é bem complexa. Não foi possível estabelecer com clareza o papel de cada fase durante a etapa final do processo de fratura. Porém, os resultados mostraram a propagação de trincas secundárias através da ferrita alotriomorfa em algumas amostras (as de maior aporte de energia), o que certamente aumentou a tenacidade da junta, mas diminuiu a sua resistência.

Sendo assim, levando-se em consideração as afirmações acima e correlacionando os resultados de cisalhamento, Figura 45, com os resultados mostrados nas Figura 28, Tabela III e Figura 49, fica evidente que existe uma combinação ótima entre microestrutura e fluxo de material. Se a DPZ for pequena, espera-se que maior valor em cisalhamento seja atingido por condições de soldagem onde a microestrutura resultante é mais resistente, ou seja, aquelas em que existe uma menor quantidade de ferrita e maior quantidade de bainita

e martensita. Além disso, como já citado anteriormente, também deve ser levado em conta a possível interação entre microestrutura e a linha de zinco quando essa encontra-se descontínua.

Baseado nos resultados e discussão obtidos neste trabalho, a Figura 59 sumariza os vários fatores que podem influenciar nas propriedades finais de um aço TRIP quando soldado por SPFMM.

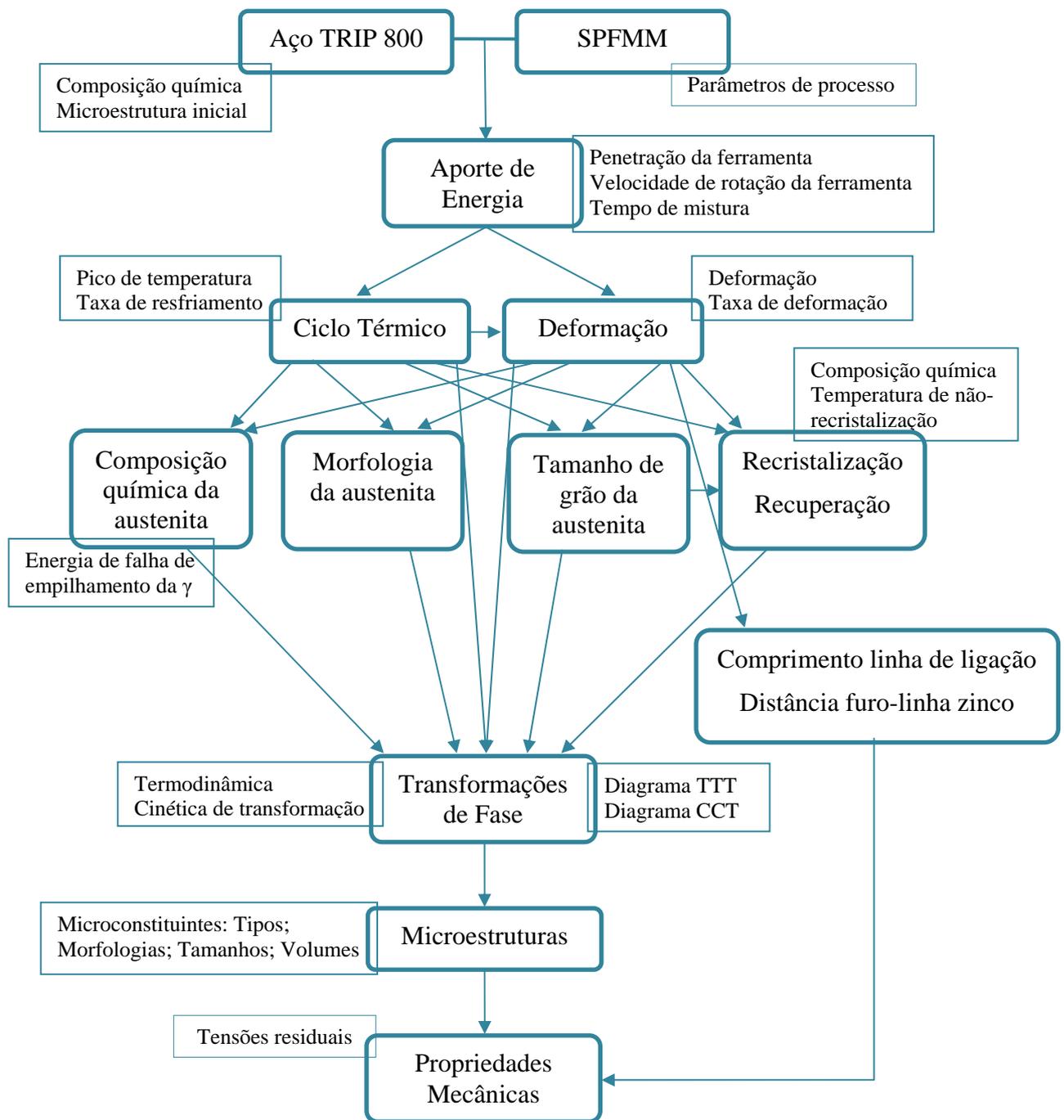


Figura 59 Sumário dos fatores envolvidos na SPFMM de aços TRIP, baseado nos resultados e discussões deste trabalho.

## 6 CONCLUSÕES

---

Este trabalho mostrou que é possível obter juntas de aços TRIP usando o processo SPFMM utilizando uma ferramenta feita em PCBN.

A equação normalmente utilizada para cálculo do aporte de energia em SPFMM não mostrou relação direta para este aço utilizando os parâmetros de processo aqui empregados. Porém, o aumento de tamanho das diferentes zonas formadas, consideradas conjuntamente, indicou que houve aumento no aporte de energia com o aumento da velocidade de rotação da ferramenta.

Ao contrário do esperado, não foi observada influência do tempo de mistura no tamanho das diferentes zonas formadas. Isto foi atribuído ao provável escorregamento da ferramenta quando esta entrou em contato com algum zinco líquido. Considerando este zinco, foi proposto um mecanismo para sua expulsão em diferentes etapas do processo e também para formação da “linha de zinco” observada na ZM, que é consequência do fluxo de material.

Para todas as combinações de velocidade de rotação de ferramenta e tempo de mistura aqui utilizadas, a ausência de grãos alongados na subzona 1A da ZM, onde houve maior deformação, indicou que o processo ocorreu nesta subzona acima da temperatura de não-recristalização deste aço.

Em todas as condições de soldagem aqui estudadas, a taxa de resfriamento obtida foi sempre menor do que a crítica, pois em nenhuma junta foi observada microestrutura 100% martensítica. Uma maior quantidade de martensita foi encontrada na condição 1600 rpm – 2s. O aumento da velocidade de rotação da ferramenta e/ou do tempo de mistura provocou uma queda na quantidade de martensita formada, devido ao maior aporte de energia e, conseqüentemente, menor taxa de resfriamento.

Com o aumento da velocidade de rotação, houve um aumento na quantidade de ferrita alotriomorfa e de Widmanstätten e diminuição na quantidade de bainita coalescida formadas na ZM devido às menores taxas de resfriamento e à maior deformação da austenita. Também houve um aumento na quantidade do constituinte martensita-austenita

formado, facilitado pelo maior enriquecimento de carbono na austenita devido à transformação ferrítica.

Em nenhuma das condições de soldagem aqui empregadas foi observado o efeito TRIP (transformação da austenita em martensita induzida por deformação), pois as temperaturas e deformações geradas durante o processo foram altas o suficiente para estabilizar a austenita mecânica e quimicamente contra este tipo de transformação. Quando martensita foi formada, isto aconteceu durante resfriamento.

As soldas produzidas na velocidade de rotação de 2000 rpm foram as que, independente do tempo de mistura empregado, apresentaram transição dos valores de dureza mais gradual ao longo das diferentes zonas do que as outras velocidades. Nesta velocidade de rotação, assim como na de 2400 rpm, os valores de dureza na subzona 3B foram levemente menores do que os do metal-base devido à transformação parcial da austenita em bainita durante resfriamento.

Para o tempo de mistura de 2s, o melhor desempenho nos ensaios de cisalhamento foi verificado na velocidade de rotação de 2000 rpm. Entretanto, no tempo de mistura de 3s, os maiores valores de pico de força foram observados na velocidade de 1600 rpm. Mesmo assim, a velocidade de rotação de 2000 rpm ainda pareceu ser a melhor entre as três utilizadas aqui neste trabalho, pois foi a única em que a média dos valores de pico de força em cisalhamento atingiram pelo menos o mínimo recomendado para soldas a ponto por resistência elétrica.

Todas as fraturas seguiram a linha de zinco presente na ZM. Apenas houve influência da microestrutura na etapa final do processo de fratura quando a trinca principal deixou de percorrer a linha de zinco, mas não foi possível estabelecer a influência de alguma fase específica na fratura, uma vez que a microestrutura na etapa final encontrava-se bem deformada. Entretanto, os resultados sugeriram que deve haver uma relação ótima entre a área restante na última etapa de fratura, que por sua vez está relacionada à DPZ, à geometria da linha de zinco e à microestrutura.

## 7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

---

Como mostrado neste trabalho, a equação normalmente utilizada para o cálculo do aporte de energia em SPFMM não mostrou resultados consistentes com os observados nas microestruturas. Portanto, sugere-se o desenvolvimento de um modelamento matemático para estimar aporte de energia nestes processos.

Na tentativa de otimizar as propriedades mecânicas das soldas, seria interessante produzir juntas utilizando diferentes perfis de ferramenta, pois eles certamente produzirão diferentes fluxos de materiais, o que pode levar a uma maior dispersão do zinco na ZM e/ou maior distância entre a linha de zinco e a parede do furo deixado pelo pino, assim como maior comprimento da linha de ligação entre as chapas. A produção de soldas em chapas sem zinco seria outra sugestão.

Uma melhor caracterização microestrutural nas diferentes zonas poderia ser obtida se fossem utilizadas técnicas de maior resolução, como por exemplo, microscopia eletrônica de transmissão e análise por difração de elétrons retroespalhados (no inglês, electron backscattering diffraction – EBSD). Através destas técnicas também é possível estudar os fenômenos de recristalização e recuperação nos materiais com grande precisão.

## 8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

---

1. **Baron, J., Shaw, J.** Tool-and-die shops collaborate to help automotive OEMs and their suppliers form advanced high-strength steels. *http://www.autosteel.org*. [Online] 2007.
2. **Furusako, S., Miyazaki, Y., Uenishi, A.** Improvement of crashworthiness by application of high-strength steel. *Nippon Steel Technical Report No. 95*. 2007, 35-38.
3. **Hancock, R.** Friction welding of aluminum cuts energy costs by 99%. *Welding Journal*. 2004, 40, pp. 40, n. 83.
4. **Zackay, V.F., Parker, E.R., Fahr, D., Busch, R.** The enhancement of ductility in high-strength steels. *Transactions of ASM*. 1967, Vol. 60, 252-259.
5. **Georgieva, I.Y.** TRIP steels - a new class of high strength steels with high plasticity. *Metal Science and Heat treatment*. 1976, Vol. 18, n.3, 209-218.
6. **Matsumura, O., Sakuma, Y., Takechi, H.** Enhancement of elongation by retained austenite in intercritical annealed 0.4C-1.5Si-0.8Mn steel. *Transactions of ISIJ*. 1987, Vol. 27, n. 7, 570-579.
7. **Matsumura, O., Sakuma, Y., Takechi, H.** Retained austenite in 0.4C-Si-1.2Mn steel sheet intercritically heated and austempered. *ISIJ Interantional*. 1992, Vol. 32, n. 9, 1014-1020.
8. **Timokhina, I.B., Hodgson, P.D., Pereloma, E.V.** Effect of microstructure on the stability of retained austenite in transformation-induced-plasticity steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2004, Vol. 35, 2331-2341.
9. **Skálová, L., Divisová, R., Jandová, D.** Thermo-mechanical processing of low-alloy TRIP-steel. *Journal of Materials Processing Technology*. 2006, Vol. 175, n. 1-2, 387-392.
10. **De Cooman, B.C.** Structure-properties relationship in TRIP steels containing carbide-free bainite. *Current Opinion in Solid State & Materials Science*. 2004, Vol. 8, 285-303.
11. **Jacques, P.J., Ladrière, J., Delannay, F.** On the influence of interactions between phases on the mechanical stability of retained austenite in transformation-induced plasticity multiphase steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2001, Vol. 32, n. 11, 2759-2768 .
12. **Srivastava, A.K., Bhattacharjee, D., Jha, G., Gope, N., Singh, S.B.** Microstructural and mechanical characterization of C–Mn–Al–Si cold-rolled TRIP-aided steel. *Materials Science and Engineering A*. 2007, Vols. 445-446, 549-557.

13. **Kaneko, Y., Kirikoshi, K., Onishi, K., Miyamoto, N., Sumitro, S.** Material characteristics of TRIP steel with self-diagnosis and application to structural systems. *Smart Materials Structures*. 2007, Vol. 16, 2464-2476.
14. **Strohaecker, T.M.** Testes de estampagem profunda de uma peça de seção "U" para estudar fratura por cisalhamento. *Trabalho de Conclusão de Curso*. 2004, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 59p.
15. **Hulka, K.** The role of niobium in cold rolled TRIP steel. *Materials Science Forum*. 2005, Vols. 473-474, 91-102.
16. **Bhadeshia, H.K.D.H.** *Bainite in Steels*. London : Institute of Materials, 2001.
17. **Jacques, P.J.** Transformation-induced plasticity for high strength formable steels. *Current Opinion in Solid State and Materials Science* . 2004, Vol. 8, 259-265.
18. **Barbé, L.** *Physical metallurgy of P-alloyed TRIP steels*. Tese de Doutorado, Universiteit Gent, Ghent, Bélgica : 174p., 2006.
19. **Srivastava, A.K., Jha, G., Gope, N., Singh, S.B.** Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of cold rolled C-Mn-Si TRIP-aided steel. *Materials Characterization*. 2006, Vol. 57, 127-135.
20. **Kim, S.J., Lee, C.G., Choi, I., Lee, S.** Effects of heat treatment and alloying elements on the microstructures and mechanical properties of 0.15 wt pct C transformation-induced plasticity-aided cold-rolled steel sheets. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2001, Vol. 32, n. 3, 505-514.
21. **Parish, C.M.** Fundamental study of phase transformation in Si-Al TRIP steels. *Tese de doutorado. North Carolina State University*. 2000, 277 p.
22. **Guo, Lei.** Modelling of microstructures in TRIP-assisted steels. *PhD Thesis, Pohang University of Science and Technology*. 2007, 80p.
23. **Samek, L., De Moor, E., Penning, J., De Cooman, B.C.** Influence of alloying elements on kinetics of strain-induced martensitic nucleation in low-alloy, multiphase high-strength steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2006, Vol. 37, 109-124.
24. **Van Slycken, J., Verleysen, P., Degrieck, J., Samek, L, De Cooman, B.** High-strain-rate behavior of low-alloy multiphase aluminum- and silicon-based transformation-induced plasticity steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2006, Vol. 37, 1527-1539.
25. **Bellhouse, E.M., McDermid, J.R.** Analysis of the Fe-Zn interface of galvanized high Al-low Si TRIP steels. *Materials Science and Engineering A*. 2008, Vol. 491, 39-46.

26. **Zaefferer, S., Romano, P., Friedel, F.** EBSD as a tool to identify and quantify bainite and ferrite in low-alloyed Al-TRIP steels. *Journal of Microscopy*. 2008, Vol. 230, n.3, 499-508.
27. **Wang, X., Huang, B., Rong, Y., Wang, L.** Mechanical and transformation behaviours of a C-Mn-Si-Al-Cr TRIP steel under stress. *Journal of Materials Science and Technology*. 2006, Vol. 22, n. 5, 625-628.
28. **Jacques, P.J., Girault, E., Mertens, A., Verlinden, B., Van Humbeeck, J., Delannay, F.** The developments of cold-rolled TRIP-assisted multiphase steels. Al-alloyed TRIP-assisted steels. *ISIJ International*. 2001, Vol. 41, n. 9, 1068-1074.
29. **Garcia-Gonzalez, J.E., Garcia, C.I., Hua, M., DeArdo, A.J.** Fundamental study of the austenite formation and decomposition in high strength low-Si, Al added Nb-Mo steels. [Online] 2005. <http://www.msm.cam.ac.uk/phase-transf/2005/LINK/200.pdf>.
30. **Li, L., De Cooman, B.C., Wollants, P., He, Y., Zhou, X.** Effect of aluminum and silicon on transformation induced plasticity of the TRIP steel. *Journal of Materials and Science Technology*. 2004, Vols. 20, n. 2, 135-138.
31. **Sugimoto, K.-I., Misu, M., Kobayashi, M., Shirasawa, H.** Microstructure and formability of aluminum bearing TRIP-aided steels with annealed martensite matrix. *ISIJ International*. 2005, Vols. 45, n. 8, 1194-1200.
32. **De Meyer, M., Vanderschueren, D., De Cooman, B.C.** The influence of the substitution of Si by Al on the properties of cold rolled C-Mn-Si TRIP steels. *ISIJ International*. 1999, Vol. 39, n. 8, 813-822.
33. **Song, G.M., Sloof, W.G., Vystavel, T.** Interface microstructure and adhesion of zinc coatings on TRIP steels. *Materials Science Forum*. 2007, Vols. 539-543, 1104-1109.
34. **Andrade-Carozzo, V., Jacques, P.J.** TRIP-assisted multiphase steels with niobium additions. Microstructure and properties. *Materials Science Forum*. 2005, Vols. 500-501, 445-452.
35. **Chatterjee, S., Wang, H.-S., Yang, J.R., Bhadeshia, H.K.D.H.** Mechanical stabilisation of austenite. *Materials Science and Technology*. 2006, Vol. 22, n. 6, 641-644.
36. **Jun, J.-H., Choi, C.-S.** Variation of stacking fault energy with austenite grain size and its effect on the Ms temperature of austenite to epsilon-martensitic transformation in Fe-Mn alloy. *Materials Science and Engineering A*. 1998, Vol. 257, n. 2, 353-356.

37. **Wang, X.D., Huang, B.X., Rong, Y.H., Wang, L.** Microstructures and stability of retained austenite in TRIP steels. *Materials Science and Engineering A*. 2006, Vols. 438-440, 300-305.
38. **Sugimoto, K.-I., Misu, M., Kobayashi, M., Shirasawa, H.** Effects of second phase morphology on retained austenite morphology and tensile properties in a TRIP-aided dual phase steel sheet. *ISIJ International*. 1993, Vol. 33, n. 7, 775-782.
39. **Wang, J., Van Der Zwaag, S.** Stabilization mechanisms of retained austenite in transformation-induced plasticity steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2001, Vol. 32, 1527-1539.
40. **Turteltaub, S., Suiker, A.S.J.** Grain size effects in multiphase steels assisted by transformation-induced plasticity. *International Journal of Solids and Structures*. 2006, Vol. 43, 7322-7336.
41. **Van der Zwaag, S., Zhao, L., Kruijver, S.O., Sietsma, J.** Thermal and mechanical stability of retained austenite in aluminum-containing multiphase TRIP steels. *ISIJ International*. 2002, Vol. 42, n. 12, 1565-1570.
42. **Luo, H., Sietsma, J., Van der Zwaag, S.** A metallurgical interpretation of the static recrystallization kinetics of an intercritically deformed C-Mn steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2004, Vol. 35, 1889-1898.
43. **Martins, A.R.F.A.** Têmpera e partição em aços de alta resistência contendo Ni: modelagem cinética, microestrutura e propriedades mecânicas. *Tese de Doutorado. Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Brasil*. 2007, 194p.
44. **Perlade, A., Bouaziz, O., Furnémont, Q.** A physically based model for TRIP-aided carbon steels behaviour. *Materials Science and Engineering A*. 2003, Vol. 356, 145-152.
45. **Huang, B.X., Wang, X.D., Rong, Y.H., Wang, L., Jin, L.** Mechanical behavior and martensitic transformation of an Fe-Mn-Si-Al-Nb alloy. *Materials Science and Engineering A*. 2006, Vols. 438-440, 306-311.
46. **Talonen, J., Hänninen, H.** Formation of shear bands and strain-induced martensite during plastic deformation of metastable austenitic stainless steel. *Acta Materialia*. 2007, Vol. 55, 6108-6118.
47. **Ferreira, P.J., Sande, J., Fortes, M., Kyrolainen, A.** Microstructure development during high-velocity deformation. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2004, Vol. 35, n. 10, 3091-3101.

48. **Talonen, J., Nenonen, P., Gersom, P., Hannu, H.** Effect of strain rate on the strain-induced  $\gamma \rightarrow \alpha'$ -martensite transformation and mechanical properties of austenitic stainless steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2005, Vol. 36, 421-432.
49. **Mazzaferro, C.C.P., Nigri, E., dos Santos, J.F.** Friction stir spot welding of a TRIP 800 steel. *Proceedings of the International Seminar on Friction Stir Welding of Steels*. 21-23 nov 2007, GKSS-Forschungszentrum Geesthacht GmbH.
50. **Tier, M.A.D., da Silva, A.A.M., Rosendo, T., Mazzaferro, J.A.E., Mazzaferro, C.C.P., Ramos, F.D., Strohaecker, T.R., dos Santos, J.F.** Friction Based Spot Welding Processes – A Literature Review. *A ser publicado*, 159 p. 2007.
51. **Mazzaferro, C., Ramos, F.D., Mazzaferro, J.A.E., Rosendo, T., Tier, M.A.D., dos Santos, J.F.** Preliminary study on friction stir spot welding of a TRIP 800 steel. *Doktorandenseminar, GKSS Forschungszentrum*. 2007, 05 dezembro, Geesthacht, Alemanha.
52. **North, T.H., Bendzsak, G.J., Gerlich, A., Su, P.** Stir zone formation on FSW spot welds. *Proceedings of the AWJT Conference*. 2005, 20-22 outubro, Dalian, PR China.
53. **Gerlich, A., Su, P., Yamamoto, M., North, T.H.** Material flow and intermixing during dissimilar friction stir welding. *Science and Technology of Welding and Joining*. 2008, Vol. 13, n. 3, 254-264.
54. **Mazzaferro, C.C.P.** FSSW of AHSS: preliminary study. *GKSS Internal Report*. 2007, 12p.
55. **Shi, G., Westgate, S.** Techniques for improving the weldability of TRIP steel using resistance spot welding. <http://www.msm.cam.ac.uk/phase-trans/2005/LINK/89.pdf>. [Online] 2005.
56. **Joachin, A., Elliot, A.N.A., Jiang, C.** Reducing shrinkage voids in resistance spot welds. *Welding Journal*. 2007, 24-27.
57. **Wesling, V., Reckersdrees, T., Keitel, S., Winkler, R., Schreiber, S.** Widerstandspunktschweißen moderner Mehrphasenstähle. *TUC Forschung-Stähle*. 2005, Vol. 6, 54-58.
58. **Daneshpour, S., Riekehr, S., Koçak, M., Ventzke, V., Koruk, A.I.** Failure behaviour of laser spot welds of TRIP800 steel sheets under coach-peel loading. *Science and Technology of Welding and Joining*. 2007, Vol. 12, n. 6, 508-515.
59. **Forrest, M.G., Lu, F., Marttila, W.A.** Process development for dual beam laser welding of zinc-coated sheets in lap joint configuration without gap control at interface.

*IIW 2005 – International Institute of Welding - “Advances in Automotive Joining Technologies” Workshop. 2005.*

60. **Haferkamp, H., Meier, O., Harley, K.** Laser beam welding of new high strength steels for auto body construction. *Key Engineering Materials*. 2007, Vol. 344, 723-730.
61. **Sun, X., Stephens, E.V., Khaleel, M.A.** Effects of fusion zone size and failure mode on peak load and energy absorption of advanced high strength steel spot welds under lap shear loading conditions. *Engineering Failure Analysis*. 2007, Vol. 15, n. 4, 356-367.
62. **Kang, C.-Y., Han, T.-K., Lee, B.-K., Kim, J.-K.** Characteristics of Nd:YAG laser welded 600 MPa grade TRIP and DP steels. *Materials Science Forum*. 2007, Vols. 539-543, 3967-3972.
63. **Lee, G., Kim, J.-S., Lee, B.Y., Lee, S.Y.** Studies for the influences of welding parameters of GMA welded 600 MPa grade TRIP steel. *Advanced Materials Research*. 2007, Vols. 26-28, 503-506.
64. **Han, T.-K., Kim, K.-H., Kim, B.-I., Kang, C.-Y., Woo, I.-S., Lee, J.-B.** CO<sub>2</sub> laser welding characteristics of 800 MPa class TRIP steel. *ISIJ International*. 2005, Vol. 45, n.1, 60-65.
65. **Chen, J., Sand, K., Xia, M.S., Ophus, C., Mohammadi, R., Kuntz, M.L., Zhou, Y., Mitlin, D.** Transmission electron microscopy and nanoindentation study of the weld zone microstructure of diode-laser-joined automotive transformation-induced plasticity steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2008, Vol. 39, 593-603.
66. **Orosz, Cs., Palotás, B., Dobranszky, J.** Welding investigations of modern high strength dual phase and TRIP-steel for automotive industry applications. *Materials Science Forum*. 2007, Vols. 537-538, 431-438.
67. **Metals Handbook.** Welding, Brazing and Soldering. *American Society for Metals*. 1998.
68. **Bhadeshia, H.K.D.H.** Program MAP\_STEEL\_MUCG73. *Materials Algorithms Project - Program Library*. [Online] <http://www.jwri.osaka-u.ac.jp/map/steel/programs/mucg73-b.html>.
69. **Hovanski, Y., Santella, M.L., Grant, G.J.** Friction stir spot welding of hot-stamped boron steel. *Scripta Materialia*. 2007, Vol. 57, n. 9, 873-876.
70. **Khan, M.I., Kuntz, M.L., Su, P., Gerlich, A., North, T., Zhou, Y.** Resistance and friction stir spot welding of DP600: a comparative study. *Science and Technology of Welding and Joining*. 2007, Vol. 12, n. 2, 175-182.

71. **Kyffin, W.J., Addison, A.C., Martin, J., Threadgill, P.L.** Recent developments in friction stir spot welding of automotive steels. *Proceedings of the XII Sheet Metal Welding Conference*. 2006, Livinoia, MI, USA.
72. **Kyffin, W.J., Threadgill, P.L., Lalvani, H., Wynne, B.P.** Progress in FSSW of DP 800 high strength automotive steel. *Proceeding of the 6th International Symposium of Friction Stir Welding*. 2006, Quebec, Canada.
73. **Feng, Z., Santella, M.L., David, S.A., Steel, R.J., Packer, S.M., Pan, T., Kuo, M., Bhatnagar, R.S.** Friction stir spot welding of advanced high-strength steels: a feasibility study. *SAE Technical Paper 2005-01-1248*. 2005.
74. **Katrakova, D. e Mücklich, F.** Specimen preparation for electron backscatter diffraction - part I: metals. *Praktische Metallographie*. 2001, Vol. 38, n. 10, 547-565.
75. **Voort, G.F.V., Geertruyden, W.V.** Specimen preparation for electron backscattered diffraction. [Online] [http://lists.materialography.de/Petzidat/ebsd\\_paper.pdf](http://lists.materialography.de/Petzidat/ebsd_paper.pdf).
76. **Girault, E., Jacques, P., Harlet, P., Mols, K., Van Humbeeck, J., Aernoudt, E., Delannay, F.** Metallographic methods for revealing the multiphase microstructure of TRIP-assisted steels. *Materials Characterization*. 1998, Vol. 40, n. 2, 111-118.
77. **American Society for Testing and Materials.** *ASTM E384-99*. Standard method for microindentation hardness of materials. 1999, 24p.
78. **International Organization for Standardization.** *ISO 14273:2000 (E)*. Specimen dimensions and procedure for shear testing resistance spot, seam and embossed projection welds. 2000, 8p.
79. **Zhou, M., Hu, S.J., Zhang, H.** Critical specimen sizes for tensile-shear tests of steel sheets. *Welding Research Supplement*. 1999, 305s-313s.
80. **Marya, M., Gayden, X.Q.** Development of requirements for resistance spot-welding dual-phase (DP 600) steels. Part 1 – The causes of interfacial fracture. *Welding Journal*. 2005, 172s-182s.
81. **Su, P., Gerlich, A., North, T.H.** Friction stir spot welding of aluminum and magnesium alloy sheets. *SAE Technical Paper 2005-01-1255*. 2005, 127-133.
82. **Gerlich, A., Su, P., North, T.H.** Friction stir spot welding of Mg-alloys for automotive applications. *Magnesium Technology*. 2005, 383-388.
83. **Su, P., Gerlich, A., North, T.H., Bendzsak, G.J.** Energy utilization and generation during friction stir spot welding. *Science and Technology of Welding and Joining*. 2006, Vol. 11, n. 2, 163-169.

84. **Su, P., Gerlich, A., North, T.H., Bendzsak, G.J.** Energy generation and stir zone dimensions in friction stir spot weldings. *SAE Technical Paper 2006-01-0971*. 2006, 179-187.
85. **Santella, M.L., Grant, G.J., Feng, Z., Hovanski, Y., Carpenter, J.A., Sklad, P.S.** Friction-stir spot-welding of advanced high-strength steel. *FY 2006 Progress Report*. [Online] [http://www1.eere.energy.gov/vehiclesandfuels/pdfs/alm\\_06/5d\\_santella.pdf](http://www1.eere.energy.gov/vehiclesandfuels/pdfs/alm_06/5d_santella.pdf).
86. **Gould, J.E., Khurana, S.P., Li, T.** Predictions of microstructures when welding automotive advanced high-strength steels. *Welding Journal*. 2006, 111s-116s.
87. **American Welding Society.** *AWS D8.1M:2007*. Specification for automotive weld quality - resistance spot welding of steel. 2007, 28p.
88. **Ghaini, F.M., Hamed, M.J., Torkamanyb, M.J., Sabbaghzadeh, J.** Weld metal microstructural characteristics in pulsed Nd:YAG laser welding. *Scripta Materialia*. 2007, Vol. 56, 955-958.
89. **Gerlich, A., Su, P., North, T.H., Bendzsak, G.J.** Mechanism of stir zone formation during friction stir spot welding. *Proceedings of Friction Stir Welding Colloquium*. 2006, Graz, Austria, 22p.
90. **Rusinek, A., Klepaczko, J. R.** Experiments on heat generated during plastic deformation and stored energy for TRIP steels. *Materials and Design*. 2008, doi: 10.1016/j.matdes.2008.04.048 (accepted manuscript).
91. **Durrenberger, L., Molinari, A., Rusinek, A.** Internal variable modelling of the high strain-rate behavior of metals with applications to multiphase steels. *Materials Science and Engineering A*. 2008, Vol. 478, 297-304.
92. **Rusinek, A., Zaera, R., Klepaczko, J.R., Cheriguene, R.** Analysis of inertia and scale effects on dynamic neck formation during tension of sheet steel. *Acta Materialia*. 2005, Vol. 53, n. 20, 5387-5400.
93. **Iwamoto, T.** Multiscale computational simulation of deformation behavior of TRIP steel with growth of martensitic particles in unit cell by asymptotic homogenization method. *International Journal of Plasticity*. 2004, Vol. 20, 841-869.
94. **Rusinek, A., Klepaczko, J. R.** Shear testing of a sheet steel at wide range of strain rates and a constitutive relation with strain-rate and temperature dependence of the flow stress. *International Journal of Plasticity*. 2001, Vol. 17, 87-115.

95. **Tomita, Y., Iwamoto, T.** Constitutive modeling of TRIP steels and its application to the improvement of mechanical properties. *International Journal of Mechanical Science*. 1995, Vol. 37, n. 12, 1295-1305.
96. **Amancio, S.** Friction riveting: development and analysis of a new joining technique for polymer-metal multi-materials structures. *Tese de Doutorado. Universität Hamburg-Harburg*. 2007, 134p.
97. **Schmidt, H., Hattel, J., Wert, J.** Modelling of the contact condition at the tool/matrix interface in friction stir welding. *Mathematical Modelling of Welding Phenomena 7*. 2005, 925-941.
98. **Awang, M., Mucino, V.H., Feng, Z., David, S.A.** Thermo-mechanical modelling of friction stir spot welding (FSSW) process: use of an explicit adaptative meshing scheme. *SAE Technical Paper 2005-01-1251*. 2005, 6p.
99. **Schmidt, H., Hattel, J., Wert, J.** An analytical model for the heat generation in friction stir welding. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*. 2004, Vol. 12, 143-157.
100. **Meyer, A.** Friction hydro pillar processing. *Tese de Doutorado. Technische Universität Carolo-Wilhelmina zu Braunschweig*. 2003, 123p.
101. **Gerlich, A., Yamamoto, M.** Local melting and tool slippage during friction stir spot welding of Al-alloys. *Journal of Materials Science*. 2008, Vol. 43, 2-11.
102. **Bhadeshia, H.K.D.H.** Diffusional formation of ferrite in iron and its alloys. *Progress in Materials Science*. 1985, Vol. 29, 321-386.
103. **Spanos, G., Hall, M.G.** The formation mechanism(s), morphology, and crystallography of ferrite sideplates. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1996, Vol. 27, 1519-1534.
104. **Ali, A., Bhadeshia, H.K.D.H.** Nucleation of Widmanstätten ferrite. *Materials Science and Technology*. 1990, Vol. 6, 781-784.
105. **Phelan, D., Dippenaar, R.** Widmanstätten ferrite plate formation in low-carbon steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2004, Vol. 35, 3701-3706.
106. **Banadkouki, S.S.G., Dunne, D.P.** Formation of ferritic products during continuous cooling of a Cu-bearing HSLA steel. *ISIJ International*. 2006, Vol. 46, n. 5, 759-768.
107. **Larn, R.H., Yang, J.R.** The effect of compressive deformation of austenite on the bainitic ferrite transformations in Fe-Mn-Si-C steels. *Materials Science and Engineering A*. 2000, Vol. 278, n. 1-2, 278-291.

108. **Babu, S.S.** The mechanism of acicular ferrite in weld deposits. *Current Opinion in Solid State and Materials Science* . 2004, Vol. 8, 267-278.
109. **Farrar, R.A., Harrison, P.L.** Acicular ferrite in carbon-manganese weld metals: an overview. *Journal of Materials Science*. 1987, Vol. 22, 3812-3820.
110. **Furuhara, T., Yamaguchi, J., Sugita, N., Miyamoto, G., Maki, T.** Nucleation of proeutectoid ferrite on complex precipitates in austenite. *ISIJ International*. 2003, Vol. 43, n. 10, 1630-1639.
111. **Pan, T., Yang, Z.-G., Zhang, C., Bai, B.-Z., Fang, H.-S.** Kinetics and mechanisms of intragranular ferrite nucleation on non-metallic inclusions in low carbon steels. *Materials Science and Engineering A*. 2006, Vols. 438-440, 1128-1132.
112. **Bhadeshia, K.H.D.H., Keehan, E., Karlsson, L., Andrén, H.-O.** Coalesced bainite. *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 2006, Vol. 59, 689-694.
113. **Keehan, E., Muruganath, M., Karlsson, L., Andrén, H.-O., Bhadeshia, H.K.D.H.** New developments with C-Mn-Ni high strength steel weld metals - Part A. Microstructure. *Welding Journal*. 2006, 200s-210s.
114. **Luo, H., Zhao, L., Kruijver, S.O., Sietsma, J., Van der Zwaag, S.** Effect of intercritical deformation on bainite formation in Al-containing TRIP steel. *ISIJ International*. 2003, Vol. 43, n. 8, 1219-1227.
115. **Bhadeshia, H.K.D.H.** Possible effects of stress on steel weld microstructures. *Mathematical Modelling of Weld Phenomena*. Institute of Materials, London, 1995, 71-118.
116. **Jandová, D., Bernásek, V., Paterová, H., Kešner, D.** Microstructure and phase transformations in alloy steels and simulations of their processing. *AEDS Workshop*. 2004, Pilsen, República Tcheca.
117. **Kaputkina, L.M., Morozova, T.I., Vladimirkaya, T.K.** Structure and properties of constructional steels after high-temperature thermomechanical isothermal working. *Metal Science and Heat Treatment*. 1986, Vol. 28, n. 3, 169-173.
118. **Ferry, M., Thompson, M. e Manohar, P.A.** Decomposition of coarse grained austenite during accelerated cooling of C-Mn steels. *ISIJ International*. 2002, Vol. 42, n. 1, 86-93.
119. **Kaplan, D., Lambert-Perlade, A.** Influence of martensite-austenite constituents on heat affected zone toughness of C-Mn steel welds. *La Revue de Métallurgie-CIT*. 2001, 889-898.

120. **Bonnevie, E., Ferriere, G., Ikhlef, A., Kaplan, D., Orain, J.M.** Morphological aspects of martensite-austenite constituents in intercritical and coarse grain heat affected zones of structural steels. *Materials Science and Engineering A*. 2004, Vol. 385, 352-358.
121. **Bayraktar, E., Kaplan, D.** Mechanical and metallurgical investigation of martensite-austenite constituents in simulated welding conditions. *Journal of Materials Processing Technology*. 2004, Vols. 153-154, 87-92.
122. **Staiger, M.P., Jessop, B., Hodgson, P.D., Brownrigg, A., Davies, C.H.J.** Effect of nitrogen on formation of martensite-austenite constituent in low carbon steels. *ISIJ International*. 1999, Vol. 39, n. 2, 183-190.
123. **Cizek, P., Wynne, B.P., Davies, C.H.J., Muddle, B.C., Hodgson, P.D.** Effect of composition and austenite deformation on the transformation characteristics of low-carbon and ultralow-carbon microalloyed steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2002, Vol. 33, 1331-1349.
124. **Wang, C., Wu, X., Liu, J., Xu, N.** Transmission electron microscopy of martensite/austenite islands in pipeline steel X70. *Materials Science and Engineering A*. 2006, Vols. 438-440, 267-271.
125. **Hanlon, D.N., Sietsma, J., van der Zwaag, S.** The effect of plastic deformation of austenite on the kinetics of subsequent ferrite formation. *ISIJ International*. 2001, Vol. 41, n. 9, 1028-1036.
126. **Ryu, H.-B., Speer, J.G., Wise, J.P.** Effect of thermomechanical processing on the retained austenite content in a Si-Mn transformation-induced plasticity steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2002, 2811-2816.
127. **Hong, S.C., Lim, S.H., Lee, K.J., Shin, D.H., Lee, K.S.** Effect of undercooling of austenite on strain induced ferrite transformation behavior. *ISIJ International*, 2003, Vol. 43, n. 3, 394-399.
128. **Liu, X., Solberg, J.K., Gjengedal, R.** Measurement of austenite-to-ferrite transformation temperature after multi-pass deformation of steels. *Materials Science and Engineering A*. 1995, Vol. 194, 15-18.
129. **Doherty, R.D., Hughes, D.A., Humphreys, F.J., Jonas, J.J., Juul Jensen, D., Kassner, M.E., King, W.E., McNelley, T.R., McQueen, H.J., Rollert, A.D.** Current issues in recrystallization: a review. *Materials Science and Engineering A*. 1997, Vol. 238, 219-274.

130. **Humphreys, F.J.** A unified theory of recovery, recrystallization and grain growth, based on the stability and growth of cellular microstructures - I. The basic model. *Acta Materialia*. 1997, Vol. 45, n. 10, 4231-4240.
131. **Montheillet, F., Le Coze, J.** Influence of purity on the dynamic recrystallization of metals and alloys. *Physica Status Solidi A*. 2002, Vol. 189, n. 1, 51-58.
132. **Medina, S.F., Mancilla, J.E.** Influence of alloying elements in solution on static recrystallization kinetics of hot deformed steels. *ISIJ International*. 1996, Vol. 36, n. 8, 1063-1069.
133. **Medina, S.F., Hernandez, C.A.** The influence of chemical composition on peak strain of deformed austenite in low alloy and microalloyed steels. *Acta Materialia*. 1996, Vol. 44, n. 1, 149-154.
134. **Medina, S.F., Hernandez, C.A.** Modelling of the dynamic recrystallization of austenite in low alloy and microalloyed steels. *Acta Materialia*. 1996, Vol. 44, n. 1, 165-171.
135. **Serajzadeh, S., Taheri, K.** An investigation of the silicon role on austenite recrystallization. *Material Letters*. 2002, Vol. 56, 984-989.
136. **Zhu, I.-J., Wu, D., Zhao, X.-M.** Recrystallization modelling of hot deformed Si-Mn TRIP steel. *Journal of Iron and Steel Research, International*. 2007, Vol. 14, n. 2, 61-65.
137. **Hanzaki, A.Z., Hodgson, P.D., Yue, S.** Hot deformation characteristics of Si-Mn TRIP steels with and without Nb microalloy additions. *ISIJ International*. 1995, Vol. 35, n. 3, 324-331.
138. **Hanzaki, A.Z., Hodgson, P.D., Yue, S.** Retained austenite characteristics in thermomechanically processed Si-Mn transformation-induced plasticity steels. *Metallurgical and Materials transactions A*. 1997, Vol. 28, 2405-2414.
139. **Jimenez-Melero, E., van Dijk, N.H., Sietsma, J., Offerman, S.E., Wright, J.P., van der Swaag, S.** Martensitic transformation of individual grains in low-alloyed TRIP steels. *Scripta Materialia*. 2007, Vol. 56, 421-424.
140. **Zaefferer, S., Ohlert, J., Bleck, W.** A study of microstructure, transformation mechanisms and correlation between microstructure and properties of a low alloyed TRIP steel. *Acta Materialia*. 2004, Vol. 52, 2765-2778.
141. **Seong, B.S., Shin, E.J., Han, Y.S., Lee, C.H., Kim, Y.J., Kim, S.J.** Effect of retained austenite and solute carbon on the mechanical properties in TRIP steels. *Physica B*. 2004, Vol. 350, e467-e469.

142. **Jacques, P.J., Furnémont, Q., Lani, F., Pardoën, T., Delannay, F.** Multiscale mechanics of TRIP-assisted multiphase steels: I. characterization and mechanical testing. *Acta Materialia*. 2007, Vol. 55, n. 11, 3681-3693.
143. **Furnémont, Q., Kempf, M., Jacques, P.J., Göken, M., Delannay, F.** On the measurement of nanohardness of the constitutive phases of TRIP-assisted multiphase steels. *Materials Science and Engineering A*. 2002, Vol. 328, 26-32.

## APÊNDICE A: GRÁFICOS DE FORÇA, TORQUE E DESLOCAMENTO

---

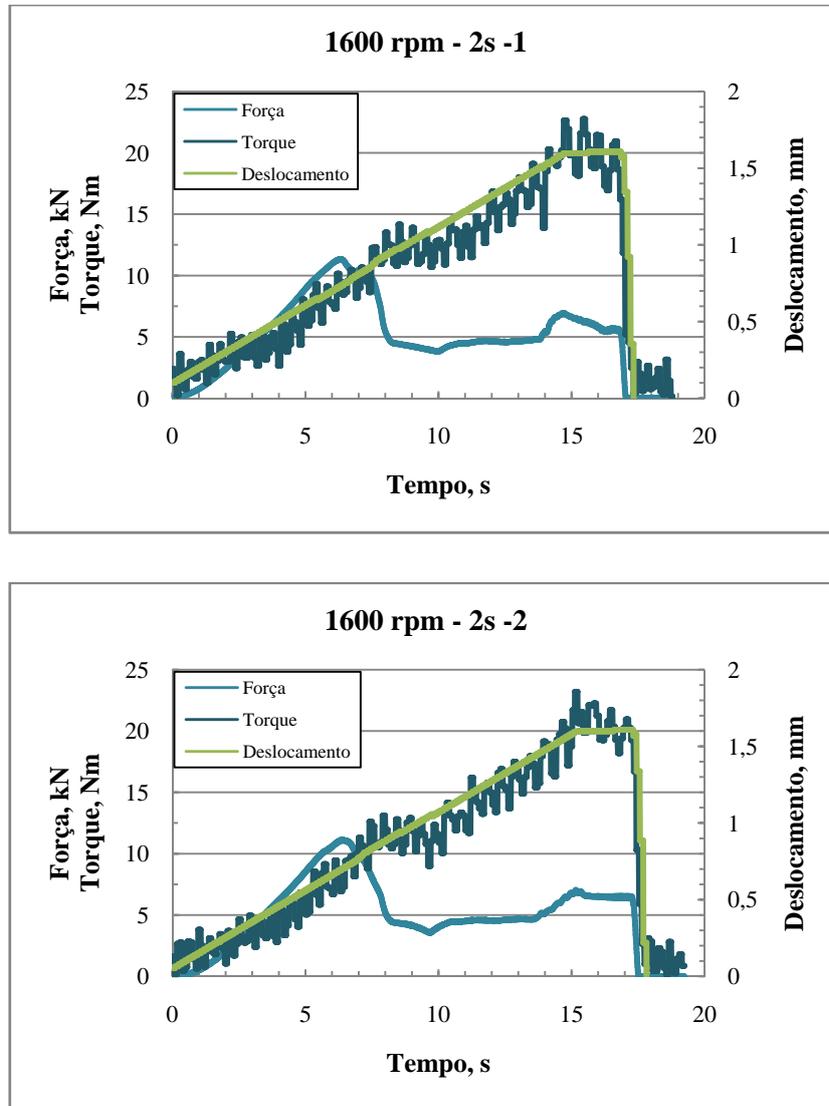


Figura A1 Gráficos de força, torque e deslocamento (profundidade de penetração da ferramenta) para a condição 1600 rpm – 2s. O número posterior à condição faz referência à amostra ensaiada em cisalhamento.

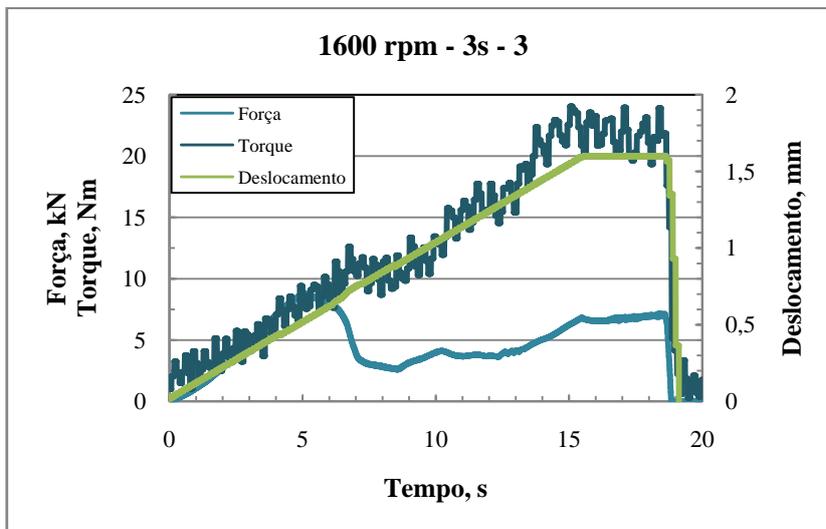
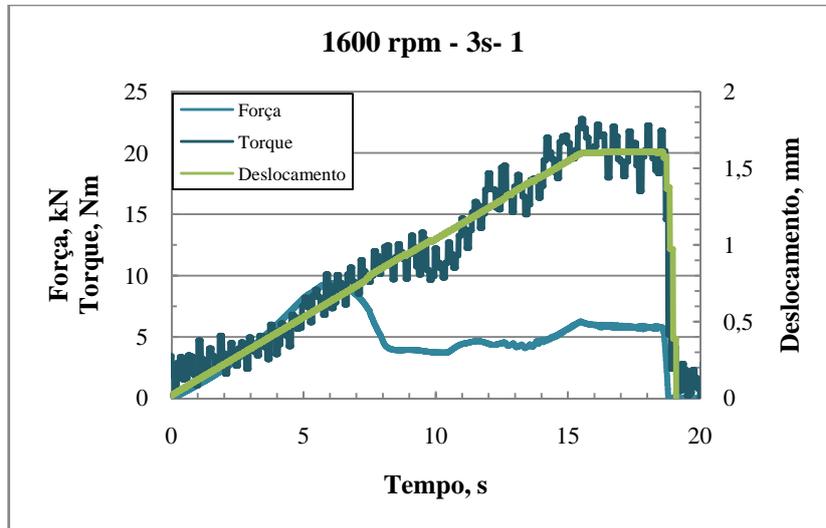


Figura A2 Gráficos de força, torque e deslocamento (profundidade de penetração da ferramenta) para a condição 1600 rpm – 3s. O número posterior à condição faz referência à amostra ensaiada em cisalhamento.

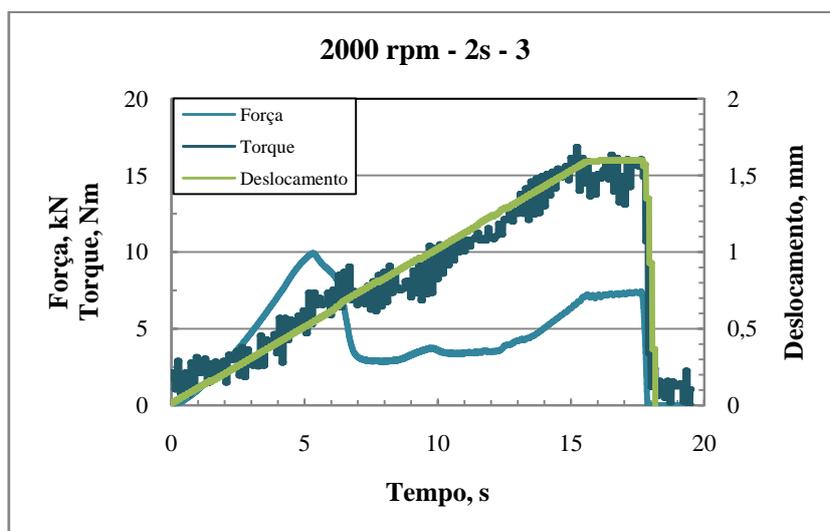
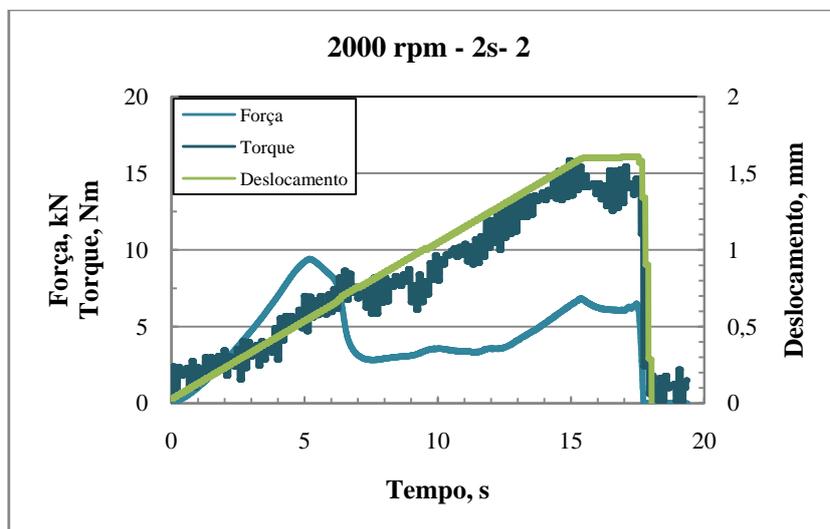


Figura A3 Gráficos de força, torque e deslocamento (profundidade de penetração da ferramenta) para a condição 2000 rpm – 2s. O número posterior à condição faz referência à amostra ensaiada em cisalhamento.

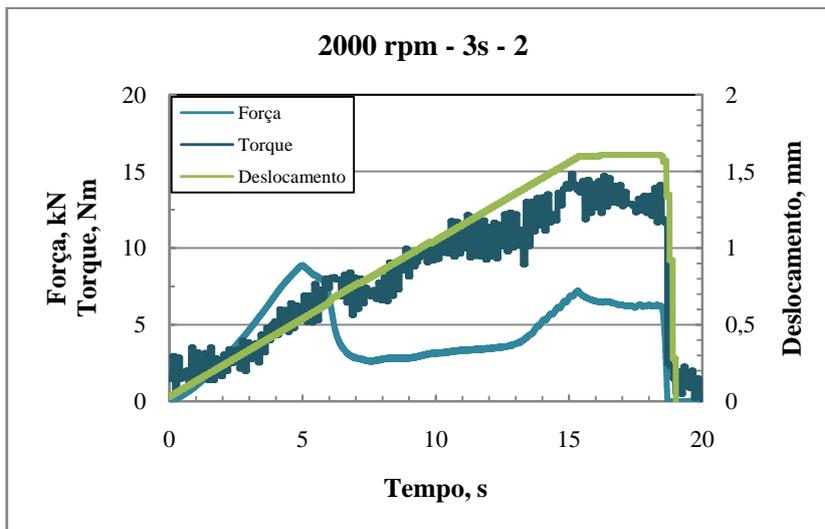
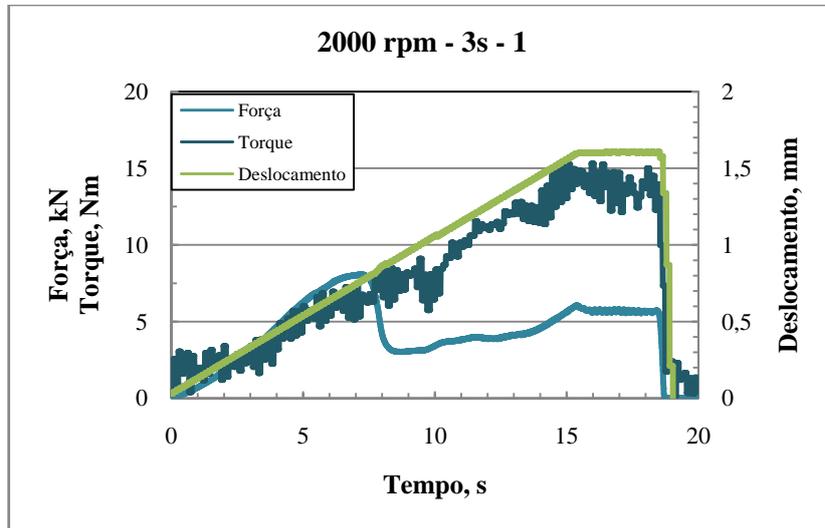


Figura A4 Gráficos de força, torque e deslocamento (profundidade de penetração da ferramenta) para a condição 2000 rpm – 3s. O número posterior à condição faz referência à amostra ensaiada em cisalhamento.

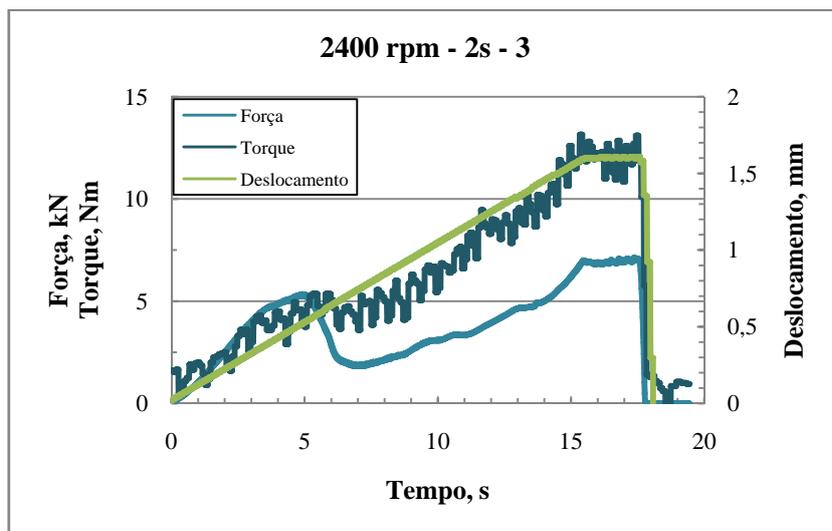
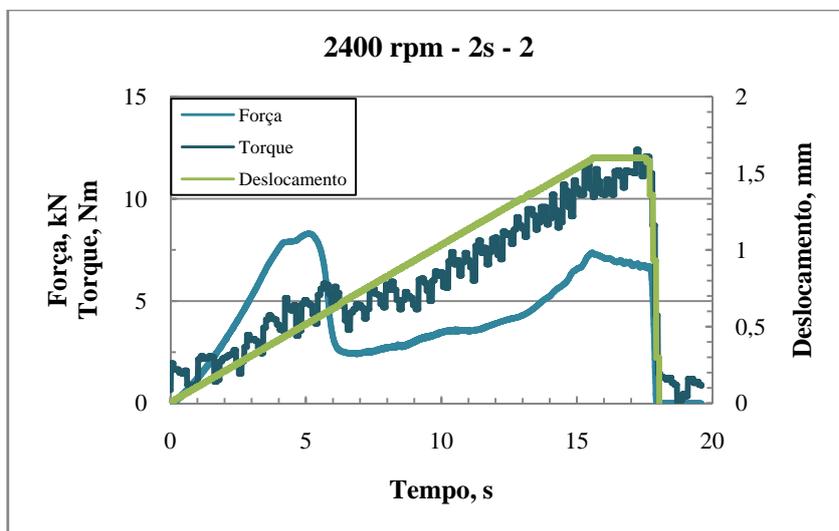


Figura A5 Gráficos de força, torque e deslocamento (profundidade de penetração da ferramenta) para a condição 2400 rpm – 2s. O número posterior à condição faz referência à amostra ensaiada em cisalhamento.

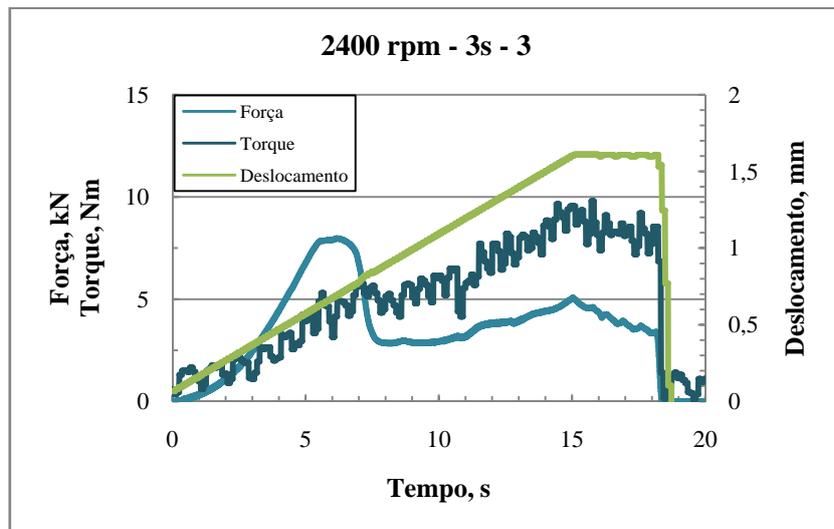
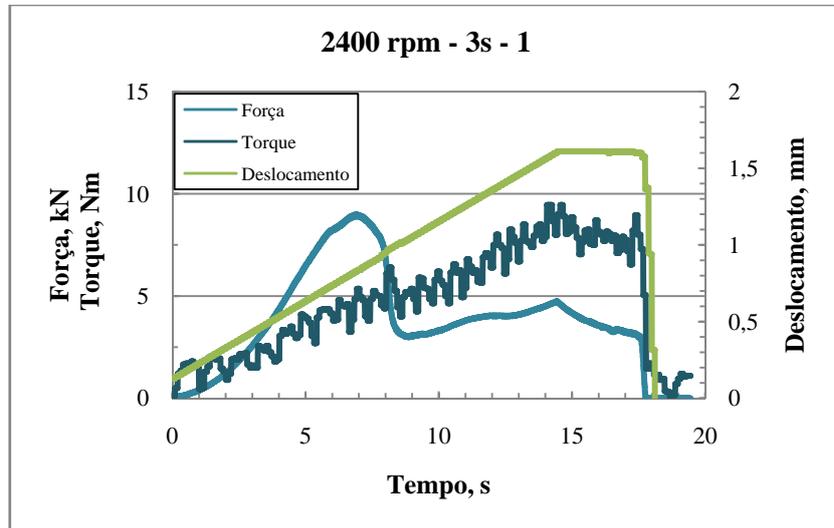
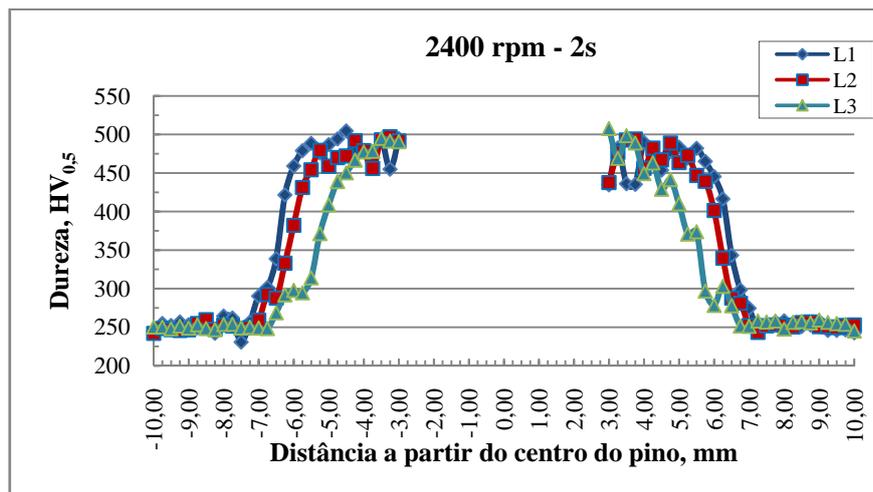
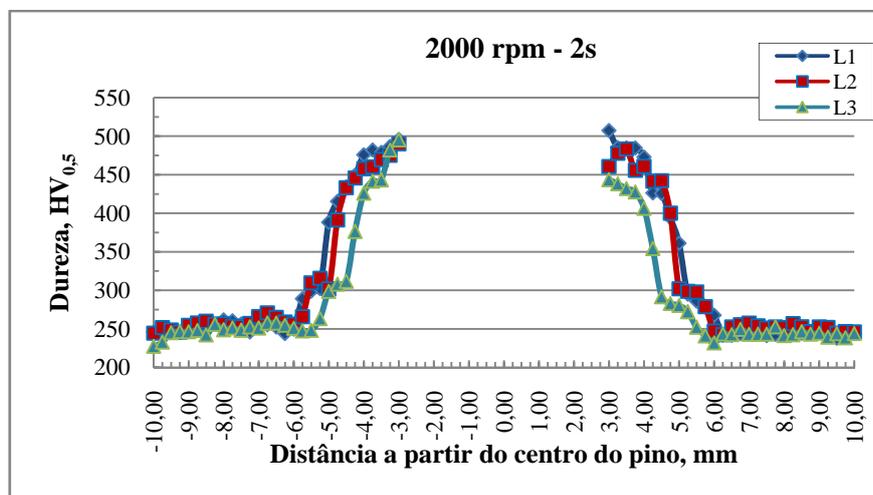
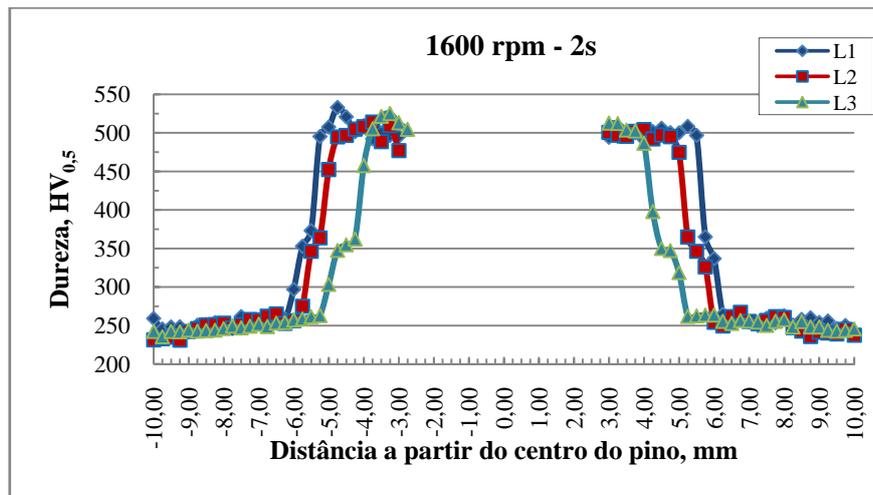


Figura A6 Gráficos de força, torque e deslocamento (profundidade de penetração da ferramenta) para a condição 2400 rpm – 3s. O número posterior à condição faz referência à amostra ensaiada em cisalhamento.

## APÊNDICE B: PERFIS DE MICRODUREZAS: LINHAS L1, L2 E L3



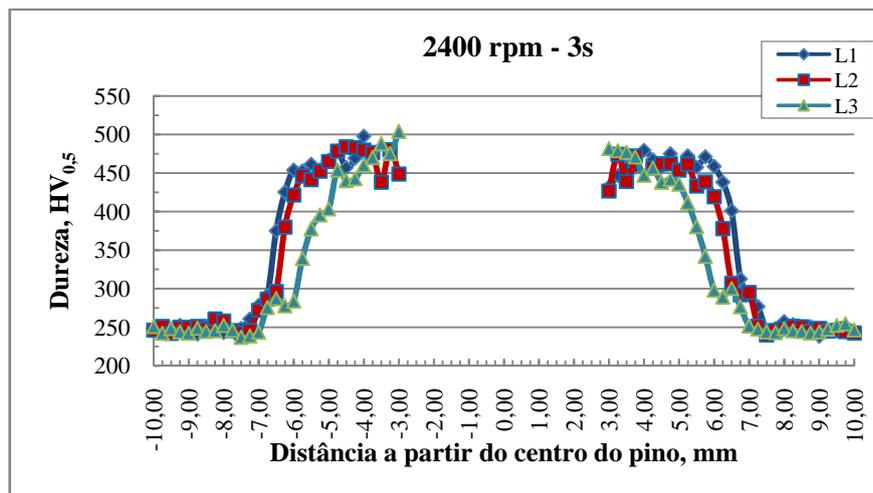
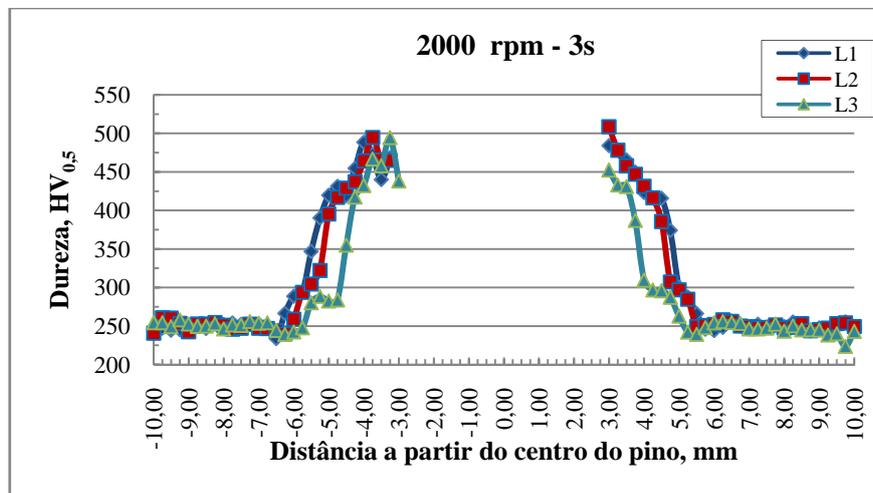
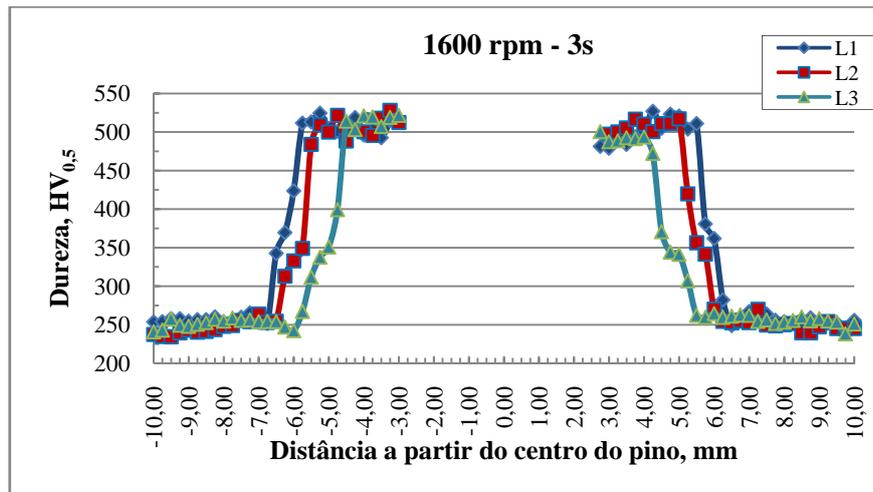


Figura A7

Perfis de dureza para cada condição em estudo. L1 e L2 correspondem às distâncias de 0,35 e 0,70 mm a partir da superfície superior da chapa de cima, respectivamente, e L3 corresponde à distância de 0,60 mm a partir da superfície inferior da chapa de baixo.

## APÊNDICE C: PRESENÇA DE ZINCO NAS SUPERFÍCIES DE FRATURAS EM CISALHAMENTO

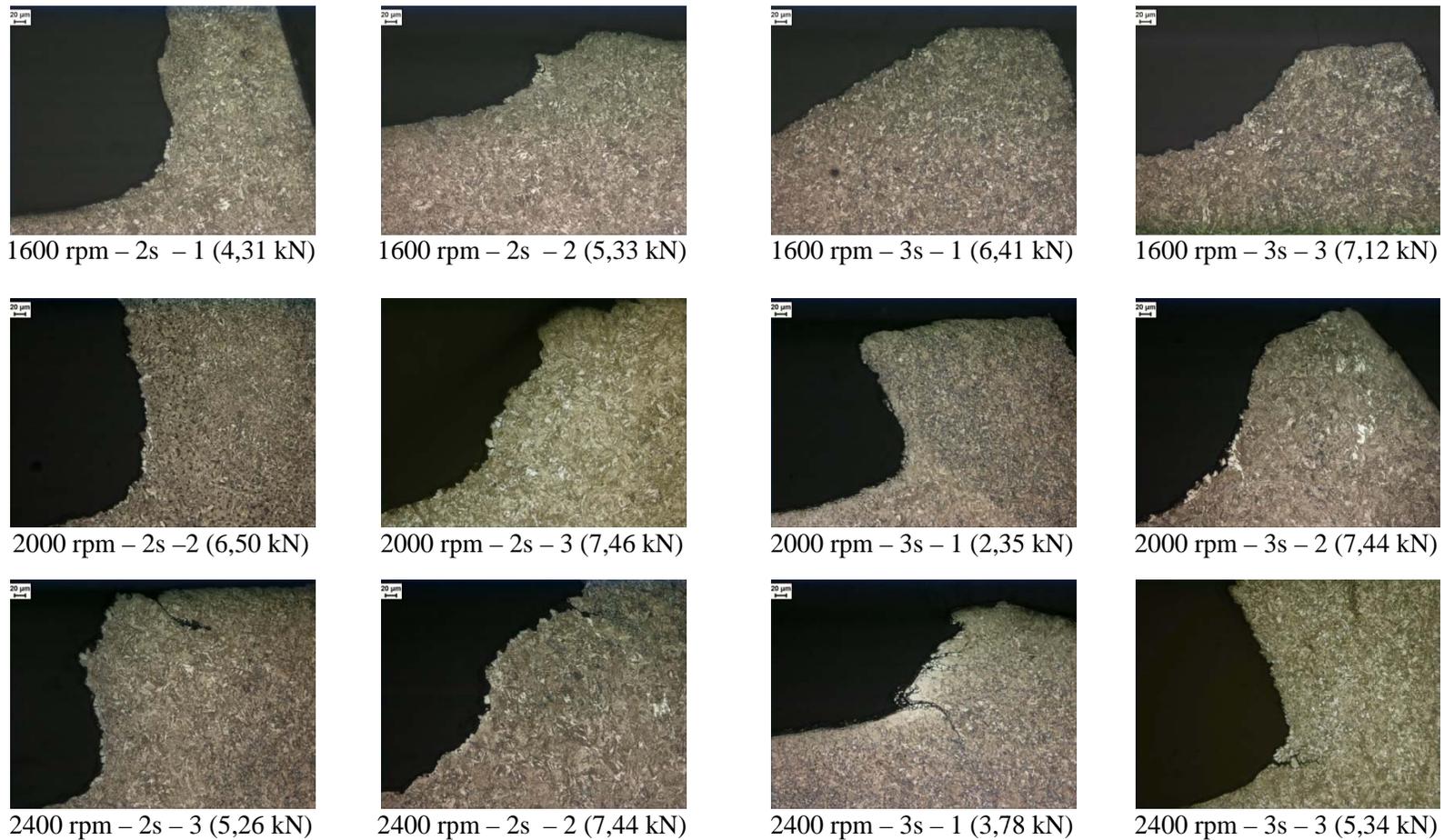


Figura A8 Presença de zinco nas superfícies de todas as amostras testadas em cisalhamento, sugerindo que a trinca de fratura seguiu a linha de zinco formada pelo fluxo de material. MO, ataque Nital 1%.