

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

PPGE3M

**CARACTERIZAÇÃO DE DEPÓSITOS REALIZADOS PELO PROCESSO DE  
DEPOSIÇÃO POR FRICÇÃO EM CHAPAS DE AÇO DE ALTO CARBONO**

**MÁRCIO LEVI KRAMER DE MACEDO**

Tese para obtenção do Título de Doutor  
em Engenharia

Porto Alegre  
2011

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

PPGE3M

**CARACTERIZAÇÃO DE DEPÓSITOS REALIZADOS PELO PROCESSO DE  
DEPOSIÇÃO POR FRICÇÃO EM CHAPAS DE AÇO DE ALTO CARBONO**

MÁRCIO LEVI KRAMER DE MACEDO  
Mestre em Engenharia Metalúrgica

Trabalho desenvolvido no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS e no HZG (Helmholtz-Zentrum Geesthacht – Alemanha), dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, como parte dos requisitos para obtenção do título de Doutor em Engenharia.

Área de Concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais

Porto Alegre  
2011

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

Orientador: Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker

Co-orientador: Prof. Dr. Jorge Fernandez dos Santos – HZG (Geesthacht-Alemanha)

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Arnaldo Ruben Gonzalez - DEMEC/EE/UFRGS

Prof<sup>a</sup>. Dr<sup>a</sup>. Cintia Cristiane Petry Mazzaferro - DEMEC/EE/UFRGS

Prof. Dr. Mário Wolfart Júnior – IFRS/Rio Grande

Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker  
Coordenador do PPGE3M

*Dedico esta dissertação aos meus pais, Valdevino e Valdemira, a minha esposa Márcia, a meu filho Marcelo e aos meus irmãos Miriam, Mauro e Marla.*

*"Sei o que devo ser e ainda não sou, mas rendo graças a Deus por estar trabalhando, embora lentamente, por dentro de mim próprio, para chegar um dia, a ser o que devo ser."*  
*Chico Xavier*

## **AGRADECIMENTOS**

A minha esposa Márcia pelo apoio e dedicação e ao meu filho Marcelo de onde vem a força e inspiração para poder levar a vida.

A toda minha família, meus pais, irmãos, sobrinhos e sobrinhas que me apoiaram e deram força durante todo o tempo.

Ao meu orientador Professor Dr. Telmo Roberto Strohaecker que sempre me deu apoio e orientação ao longo deste trabalho e a quem devo muito.

Ao Professor Dr. Jorge F. dos Santos que me incentivou e colaborou durante o trabalho e me ajudou nas minhas idas a Alemanha no Instituto de Pesquisa HZG (ex-GKSS).

Ao José Ribamar dos Santos Filho da VALE pela idéia inicial do trabalho.

Ao Dr. Gustavo Pinheiro pela inestimável ajuda e suporte durante todo o desenvolvimento deste trabalho, a qual seria difícil de ser realizado e pela amizade criada ao longo destes anos de trabalho no HZG.

Ao Professor Dr. Arnaldo Rubem pela ajuda nas decisões do rumo do trabalho e pela amizade.

A todos os colegas e amigos que me ajudaram na operação formiguinha de levar e trazer os corpos de prova da Alemanha.

Aos amigos César Ólea, Antonio “Tomate” da Silva, Carlos “Beavis” DÁvila, Toni “Montana”, Carlos “Danrlei”, Afonso “Kbong” pela ajuda e pelos momentos passados em Geesthacht a base de muitos “golos” tomados durante as idas a Alemanha. Obrigado a vocês pela ajuda.

Ao meu sobrinho Anderson Pelufa e Stalone pela ajuda no preparo das amostras e análises e ao Eng. Genaro Zanon pelos ensaios realizados na MTS.

A todo pessoal do LAMEF, em especial ao GAF nos nomes do Eng. Antonio e Eng. Tiago Giordani, e ao pessoal do HZG que de alguma forma me ajudaram no desenvolvimento deste trabalho.

A UFRGS pela oportunidade de poder realizar este trabalho.

A VALE e a FINEP pelo suporte financeiro no projeto Verde-Amarelo.

A DEUS pela oportunidade de poder realizar mais essa etapa de minha vida.

## SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	IX
LISTA DE TABELAS.....	XVI
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS.....	XVI
RESUMO.....	XX
ABSTRACT.....	XXI
1.0 INTRODUÇÃO.....	1
2.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	3
2.1 – Soldagem por Fricção.....	3
2.1.1 Histórico.....	3
2.1.2 Processo de Soldagem por Fricção.....	4
2.1.3 Soldagem na Fase Sólida.....	5
2.1.4 Calor Liberado Durante a Soldagem por Fricção.....	8
2.1.5 Fases do Processo de Soldagem por Fricção.....	10
2.2 Estado da Arte em Deposição Superficial por Fricção.....	13
2.3 Processo de Deposição Superficial por Fricção.....	25
2.4 Influência dos Parâmetros do Processo de Deposição Superficial por Fricção.....	28
2.4.1 Diâmetro do pino consumível.....	28
2.4.2 Velocidade de avanço do substrato.....	29
2.4.3 Força axial.....	30
2.4.4 Velocidade de rotação do pino consumível.....	31
2.5 Aplicações do Processo de Deposição Superficial por Fricção.....	33
2.6 Mecanismos de Aderência do Depósito.....	34
2.7 Aços de Alto Carbono.....	36
2.8 Microestruturas dos Aços ao Carbono.....	38
2.9 Defeitos Superficiais.....	45
2.10 Técnicas de Reparos Superficiais.....	48
3.0 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	51
3.1 Materiais.....	51
3.2 Preparação dos Materiais.....	52

3.3	Parâmetros de Deposição por Fricção.....	52
3.4	Deposição dos Pinos Consumíveis.....	53
3.5	Caracterizações Mecânicas e Metalúrgicas dos Depósitos.....	55
3.5.1	Análise Química.....	55
3.5.2	Análise Macrográfica.....	56
3.5.3	Medição dos Depósitos e Zona Termicamente Afetada (ZTA).....	56
3.5.4	Análise Microestrutural em Microscópio Óptico.....	56
3.5.5	Análise Microestrutural em Microscópio Eletrônico de Varredura.....	56
3.5.6	Medição do Tamanho de Grão Austenítico Prévio.....	56
3.5.7	Medição da Diluição por Espectroscopia de Energia Dispersiva.....	58
3.5.8	Perfis de Microdureza.....	58
3.5.9	Ensaio de Carga (Push-off Test).....	58
3.5.10	Tratamento Térmico de Revenido.....	59
3.5.11	Análise Térmica.....	59
4.0	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	61
4.1	- Composição Química dos Materiais.....	61
4.2	- Análise Macrográfica.....	62
4.3	- Medições dos Depósitos e da ZTA.....	65
4.4	- Análise Microestrutural e Tamanho de Grão.....	68
4.4.1	Microestrutura dos Materiais.....	68
4.4.2	Microestruturas e Tamanho de Grão dos Depósitos com Pino de Aço SAE 8620.....	69
4.4.3	Microestruturas e Tamanho de Grão dos Depósitos com Pino de Aço SAE 4140.....	81
4.4.4	Microestruturas e Tamanho de Grãos dos Depósitos com Pino de Aço AISI 310.....	89
4.5	Medições da Diluição por EDS.....	95
4.6	Perfis de Microdureza.....	98
4.7	Ensaio de Carga.....	102
4.8	Análise Térmica.....	108
5.0	CONCLUSÕES.....	111
6.0	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	114
7.0	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	115
8.0	ANEXOS.....	120



## LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1	Desenho esquemático do processo de fricção convencional (AWS 1991 e PINHEIRO 2008).....	4
Figura 2.2	Estado de uma superfície metálica (MODENESI 2000).....	5
Figura 2.3	Representação esquemática de uma superfície metálica polida (MODENESI 2000).....	6
Figura 2.4	Movimento de rolamento e deslizamento (adaptado de HUTCHINGS 1992)....	8
Figura 2.5	Desenho esquemático mostrando as superfícies de contato durante a fricção (adaptado de LEBDEV 1992).....	9
Figura 2.6	Ciclograma de uma soldagem por fricção mostrando as fases do processo. 1) Fase de fricção; 2) Fase de Aquecimento; 3) Fase de Frenagem e 4) Fase de Adesão (PINHEIRO 2008).....	10
Figura 2.7	Desenho esquemático da superfície em contato de fricção da fase 1 – figura (a) e fase 2 – figuras (b) e (c) . Material plastificado na circunferência de $\frac{1}{2}$ a $\frac{2}{3}$ do raio (MEYER 2002).....	11
Figura 2.8	Geometrias de substratos típicas e as combinações de materiais de substratos/pinos consumíveis para as aplicações de deposição por fricção (adaptado de VITANOV 2000 e VITANOV 2001).....	14
Figura 2.9	Desenho esquemático mostrando os tipos de chanfros testados pelos autores (adaptado de SHINODA 1998).....	15
Figura 2.10	Figura mostrando à esquerda um desenho esquemático com a deposição com os melhores parâmetros e o chanfro com a raiz arredondada e à direita uma microestrutura em corte transversal (adaptado de SHINODA 1998).....	15
Figura 2.11	Desenho esquemático da deposição multicamadas (adaptado de TOKISUE 2005).....	17
Figura 2.12	Figura à esquerda mostra as macrografias de topo dos depósitos e na figura à direita macrografias no sentido transversal, onde lado de avanço é AS e o lado de recuo é RS (TOKISUE 2005).....	17
Figura 2.13	Imagem mostrando a aparência dos depósitos realizados mudando a velocidade de rotação do pino consumível (RAFI 2010).....	19
Figura 2.14	Desenho esquemático do modelo físico do pino consumível no processo de deposição superficial por fricção (adaptado de LIU 2008).....	20
Figura 2.15	Figura mostrando a parte inferior de um pino consumível após o processamento mostrando a concavidade ao centro. A figura inferior mostra um corte longitudinal do pino, onde se observa a concavidade ao centro (LIU 2008)....	21
Figura 2.16	Figura à esquerda mostra o pino consumível após o processamento apresentando a concavidade ao centro. Na figura à direita mostra o fim de um depósito mostrando a forma espiral (RAFI 2010).....	21
Figura 2.17	Micros elementos na interface de fricção (LIU 2009).....	22
Figura 2.18	Gráfico mostrando os resultados medidos e experimentais (F=4000 N, Nr=1825 rev/min e tempo de processamento=37 s – adaptado de LIU 2009)..	23

Figura 2.19	Gráfico mostrando o perfil de temperatura na seção central do pino consumível em diferentes tempos ( $F = 4000 \text{ N}$ e $N_r = 1825 \text{ rev/min}$ - LIU 2009).....	24
Figura 2.20	Figura (a) mostra o gráfico dos resultados obtidos pela medição com termopares e o simulado por elementos finitos, a figura (b) mostra a localização dos termopares no substrato (adaptado de VITANOV 2010).....	25
Figura 2.21	Desenho esquemático do processo de deposição superficial por fricção (adaptado da ASM 1992).....	26
Figura 2.22	Micrografia em microscópio óptico mostrando a região de solda fria (undercut, cold lap) na borda do depósito (Micrografia realizada pelo autor da Tese).....	26
Figura 2.23	Dispositivos testados para restrição da rebarba (adaptado de ANDREWS 2007).....	27
Figura 2.24	Profundidade de ZTA e eficiência do pino consumível em função da velocidade de avanço do substrato (adaptado de VAN KALKEN 2001).....	29
Figura 2.25	Espessura e largura do depósito em função da velocidade de avanço do substrato (adaptado de VITANOV 2001).....	30
Figura 2.26	Largura e espessura do depósito em função da velocidade de avanço do substrato (adaptado de RAFI 2010).....	30
Figura 2.27	Gráficos mostrando o efeito da pressão e velocidade de rotação (em rpm) do pino consumível na largura e espessura do depósito (adaptado de SHINODA 1998).....	31
Figura 2.28	Profundidade de ZTA em função da força axial aplicada (adaptado de VAN KALKEN 2001).....	31
Figura 2.29	Gráfico mostrando a distribuição da energia de soldagem no pino consumível e no substrato em relação a rotação do pino consumível (adaptado de SHINODA 1998).....	32
Figura 2.30	Gráficos mostrando a influência da velocidade de rotação do pino consumível na largura e espessura dos depósitos (adaptado de RAFI 2010).....	32
Figura 2.31	Desenho esquemático de alguns tipos e geometrias que podem ser recuperadas pelo processo de deposição por fricção (NICHOLAS 2005).....	33
Figura 2.32	Tipos de mecanismos de adesão (adaptado de WEISS 1995).....	34
Figura 2.33	Tipos de interfaces: 1) abrupta; 2) composta; 3) difusa e 4) união mecânica (OHRING 1992).....	35
Figura 2.34	Gráficos mostrando as propriedades mecânicas dos aços ao carbono em função do teor de Carbono (CALLISTER 2000).....	36
Figura 2.35	Diagrama de fases Fe-C (CALLISTER 2000).....	37
Figura 2.36	Diagrama Fe-C mostrando as microestruturas que podem ser encontradas nos aços de acordo com o seu teor de Carbono com resfriamento lento a partir do campo austenítico (KWIETNIESKY 2010).....	39
Figura 2.37	Diagrama de resfriamento contínuo de um aço com composição eutetóide, com duas curvas de resfriamento superpostas (CALLISTER 2000).....	39
Figura 2.38	Diferença entre os mecanismos de formação da perlita e da bainita. A dificuldade de difusão do carbono faz com que os carbonetos fiquem dispersos na bainita (adaptado de AVNER 1990).....	40
Figura 2.39	Faixas de formação de martensita em ripa e placa para ligas de aço ao carbono (adaptado de KRAUSS 2005).....	41
Figura 2.40	Desenho esquemático da formação das ferritas primárias alotriomórficas e idiomórficas (adaptado de THEWLIS 2004).....	42
Figura 2.41	Desenho esquemático da formação das ferritas de Widmanstätten primária e secundária (adaptado de THEWLIS 2004).....	43

Figura 2.42	Desenho esquemático da formação dos feixes de bainita e subunidades (adaptado de THEWLIS 2004).....	44
Figura 2.43	Desenho esquemático mostrando a formação da bainita coalescida (adaptado de KEEHAN 2006).....	45
Figura 2.44	Desenho esquemático dos quatro modos representativos de desgaste e exemplos de aparência (adaptado da <a href="http://www.oerlikon.com">www.oerlikon.com</a> ).....	46
Figura 2.45	Diagrama dos processos de desgaste em função do elemento interfacial e do tipo de movimento das interfaces (RADI 2007 adaptado de KATO 2001).....	46
Figura 2.46	Diagrama de compatibilidade para pares de metais (adaptado de RABINOWICZ 1980).....	47
Figura 2.47	Tipos de tratamentos superficiais e revestimentos em função da espessura (adaptado de ASM 2001).....	49
Figura 2.48	A figura à esquerda mostra o processo de deposição por eletroescória e a figura à direita o processo por arco submerso (GALLAZZI 2010).....	50
Figura 2.49	Desenho esquemático do processo por aspersão térmica (CASTOLIN EUTECTIC 2010).....	50
Figura 3.1	A figura à esquerda mostra o desenho esquemático do pino consumível e suas dimensões e a direita um pino após usinagem.....	52
Figura 3.2	Vista do cabeçote hidráulico.....	53
Figura 3.3	Vista do equipamento montado, composto de sistema hidráulico, pórtico, mesa de fixação e sistemas de comando do sistema hidráulico e da mesa.....	53
Figura 3.4	Vista em detalhe do sistema de fixação do pino consumível, do substrato e da mesa móvel.....	54
Figura 3.5	Desenho esquemático da forma de contagem do tamanho de grão.....	57
Figura 3.6	Macrografia mostrando a região onde foram realizados os perfis de microdureza.....	58
Figura 3.7	Figuras esquemáticas do ensaio de carga (push-off test). A figura à esquerda mostra a vista longitudinal e a direita a vista de topo.....	59
Figura 3.8	Máquina servo controlada da MTS à esquerda e a direita o dispositivo utilizado para os ensaios.....	59
Figura 3.9	Desenho esquemático da colocação dos termopares.....	60
Figura 3.10	Macrografia em seção transversal mostrando a localização do termopar.....	60
Figura 3.11	Vista da disposição dos equipamentos de aquisição de temperatura durante o processo de deposição.....	60
Figura 4.1	Macrografias dos depósitos realizados com o pino consumível SAE 8620.....	62
Figura 4.2	Macrografias dos depósitos realizados com o pino consumível SAE 4140.....	63
Figura 4.3	Macrografias dos depósitos realizados com o pino consumível AISI 310.....	63
Figura 4.4	Macrografia do depósito realizado com o pino consumível SAE 8620 na condição 3 ( $F = 13,7$ kN e $V_a = 8,5$ mm/s), que apresentou-se de forma irregular.....	64
Figura 4.5	Micrografias em MO mostrando à esquerda a microestrutura da chapa de aço SAE 1070 e a direita a microestrutura do pino de aço SAE 8620.....	69
Figura 4.6	Micrografia em MO mostrando a esquerda a microestrutura do pino de aço SAE 4140 e a direita o pino de aço inoxidável AISI 310.....	69
Figura 4.7	Micrografias em MO dos depósitos na condição 1. Em (a) mostra as microestruturas na interface depósito/substrato, (b) a interface com maior aumento, (c) na região da ZTA composta de $M_a$ e $\gamma_t$ e (d) do depósito composta de $M_a$ , bainitas ( $B_s$ e $B_c$ ), $Pe$ e ferritas ( $\alpha_a$ e $\alpha_w$ ).....	70

Figura 4.8	Micrografias em MEV dos depósitos na condição 1. À esquerda mostra a interface depósito/substrato e a direita a microestrutura do depósito composta de Ma, bainitas (Bs e Bc), Pe e ferritas ( $\alpha_a$ e $\alpha_w$ ).....70
Figura 4.9	Micrografias em MO dos depósitos na condição 1 após o revenido. À esquerda mostra as microestruturas da interface depósito/substrato e a direita a microestrutura do depósito composta de bainitas (Bs e Bc), Pe e ferritas ( $\alpha_a$ e $\alpha_w$ ) e precipitados finos de cementita esferoidizados.....71
Figura 4.10	Micrografias em MEV dos depósitos na condição 1 após o revenido. À esquerda mostra as microestruturas da interface depósito/substrato e a direita a microestrutura do depósito composta de bainitas (Bs e Bc), Pe e ferritas ( $\alpha_a$ e $\alpha_w$ ) e precipitados finos de cementita esferoidizados.....71
Figura 4.11	Micrografias em MO dos depósitos na condição 2. Em (a) as microestruturas da interface depósito/substrato, (b) a interface com maior aumento, (c) região da ZTA composta de Ma e $\gamma_r$ e (d) microestrutura do depósito composta de Ma, bainitas (Bs e Bc), Pe e ferritas ( $\alpha_a$ e $\alpha_w$ ).....72
Figura 4.12	Micrografias em MEV dos depósitos na condição 2. À esquerda mostra a microestrutura do depósito e a direita a microestrutura do depósito com maior aumento composta de Ma, bainitas (Bs e Bc), Pe e ferritas ( $\alpha_a$ e $\alpha_w$ ).....72
Figura 4.13	Micrografias em MO dos depósitos na condição 2 após o revenido. A micrografia à esquerda mostra as microestruturas da interface depósito/substrato e a direita do depósito composta de bainitas (Bs e Bc), Pe e ferritas ( $\alpha_a$ e $\alpha_w$ ) e precipitados finos de cementita esferoidizados.....73
Figura 4.14	Micrografias em MEV dos depósitos na condição 2 após o revenido. À esquerda mostra as microestruturas da interface depósito/substrato e a direita do depósito composta de bainitas (Bs e Bc), Pe e ferritas ( $\alpha_a$ e $\alpha_w$ ) e precipitados finos de cementita esferoidizados.....73
Figura 4.15	Micrografias em MO dos depósitos na condição 4. Em (a) as microestruturas da interface depósito/substrato, (b) interface com maior aumento, (c) região da ZTA composta de Ma e $\gamma_r$ e (d) microestrutura do depósito composta de Ma, bainitas (Bs e Bc), Pe e ferritas ( $\alpha_a$ e $\alpha_w$ ).....74
Figura 4.16	Micrografias em MEV dos depósitos na condição 4. À esquerda mostra as microestruturas da interface depósito/substrato e a direita do depósito composta de Ma, bainitas (Bs e Bc), Pe e ferritas ( $\alpha_a$ e $\alpha_w$ ).....74
Figura 4.17	Micrografias em MO dos depósitos na condição 4 após o revenido. À esquerda mostra as microestruturas da interface depósito/substrato e a direita do depósito composta de bainitas (Bs e Bc), Pe e ferritas ( $\alpha_a$ e $\alpha_w$ ) e precipitados finos de cementita esferoidizados.....75
Figura 4.18	Micrografias em MEV dos depósitos na condição 4 após o revenido. À esquerda mostra as microestruturas da interface depósito/substrato e a direita do depósito composta de bainitas (Bs e Bc), Pe e ferritas ( $\alpha_a$ e $\alpha_w$ ) e precipitados finos de cementita esferoidizados.....75
Figura 4.19	Diagrama de resfriamento contínuo do aço SAE 8620 (adaptado de ASM 1995).....76
Figura 4.20	Micrografias em MO mostrando o tamanho de grão austenítico prévio do pino de aço SAE 8620 nas diferentes condições. Em (a) material antes da deposição; (b) depósito na condição 1; (c) na condição 2 e (d) na condição 4.....79

Figura 4.21	Micrografias em MO dos depósitos na condição 5. Em (a) mostra a interface depósito/substrato, em (b) a interface com maior aumento, em (c) da ZTA composta de Ma e $\gamma_r$ e em (d) o depósito composta de ripas de Ma, Bs, Bc e $\gamma_r$ .....	81
Figura 4.22	Micrografias em MEV dos depósitos na condição 5. À esquerda mostra a interface depósito/substrato e a direita a microestrutura do depósito composta de ripas de Ma, Bs, Bc e $\gamma_r$ .....	82
Figura 4.23	Micrografias em MO dos depósitos na condição 5 e após o revenido. A esquerda mostra as microestruturas na interface depósito/substrato e a direita a microestrutura do depósito composta de ripas de Ma revenida e bainitas revenidas (Bs e Bc).....	82
Figura 4.24	Micrografias em MEV dos depósitos na condição 5 após o revenido. À esquerda mostra as microestruturas da interface depósito/substrato e a direita a microestrutura do depósito composta de ripas de Ma revenidas e bainitas revenidas (Bs e Bc).....	82
Figura 4.25	Micrografias em MO dos depósitos na condição 6. Em (a) mostra as microestruturas na interface depósito/substrato, em (b) a interface com maior aumento, (c) na ZTA composta de Ma e $\gamma_r$ e em (d) a microestrutura do depósito com ripas de Ma, bainitas (Bs e Bc) e $\gamma_r$ .....	83
Figura 4.26	Micrografias em MEV dos depósitos na condição 6. À esquerda mostra a interface depósito/substrato e a direita a microestrutura do depósito composta de ripas de Ma, bainitas (Bs e Bc) e $\gamma_r$ .....	83
Figura 4.27	Micrografias em MO dos depósitos na condição 6 após o revenido. A esquerda mostra a microestrutura da interface depósito/substrato e a direita a microestrutura do depósito com ripas de Ma revenidas e bainitas revenidas (Bs e Bc).....	84
Figura 4.28	Micrografias em MEV dos depósitos na condição 6 com revenido. À esquerda mostra a interface depósito/substrato e a direita a microestrutura do depósito composta de ripas de Ma revenidas e bainitas revenidas (Bs e Bc).....	84
Figura 4.29	Micrografias em MO dos depósitos na condição 8. A micrografia (a) mostra a interface depósito/substrato, em (b) a interface com maior aumento, (c) a região da ZTA composta de Ma e $\gamma_r$ e em (d) do depósito composta de Ma em forma de ripas, bainitas (Bs e Bc) e $\gamma_r$ .....	85
Figura 4.30	Micrografias em MEV dos depósitos na condição 8. À esquerda mostra a interface depósito/substrato e a direita a microestrutura do depósito composta de Ma em forma de ripas, bainitas (Bs e Bc) e $\gamma_r$ .....	85
Figura 4.31	Micrografias em MO dos depósitos na condição 8 após o revenido. A esquerda mostra a microestrutura da interface depósito/substrato e a direita a microestrutura do depósito composta de Ma revenida em forma de ripas e bainitas revenidas (Bs e Bc).....	86
Figura 4.32	Micrografias em MEV dos depósitos na condição 8 após o revenido. À esquerda mostra a interface depósito/substrato e a direita a microestrutura do depósito com Ma revenida em forma de ripas e bainitas revenidas (Bs e Bc)..	86
Figura 4.33	Diagrama de resfriamento contínuo da liga de aço SAE 4140 (adaptado de ASM 1995).....	87
Figura 4.34	Micrografias em MO mostrando o tamanho de grão austenítico prévio do pino de aço SAE 4140 nas diferentes condições. Em (a) material antes da deposição; (b) depósito na condição 5; (c) e (d) na condição 6 e (e) e (f) na condição 8...88	88

Figura 4.35	Micrografias em MO dos depósitos na condição 9. Em (a) mostra a interface depósito/substrato, em (b) a interface com maior aumento, (c) microestrutura da ZTA composta de $M_a$ e $\gamma_r$ e em (d) microestrutura do depósito composta de grãos austeníticos e bandas de deformação.....90
Figura 4.36	Micrografias em MEV dos depósitos na condição 9. A micrografia à esquerda mostra a interface depósito/substrato e a direita a microestrutura do depósito composta de grãos austeníticos e pontos brancos do ataque químico.....90
Figura 4.37	Micrografias em MO dos depósitos na condição 10. Em (a) mostra a interface substrato/depósito, em (b) a interface com maior aumento, (c) a ZTA composta de $M_a$ e $\gamma_r$ e (d) depósito composta de grãos austeníticos e bandas de deformação.....91
Figura 4.38	Micrografias em MEV dos depósitos na condição 10. À esquerda mostra a interface substrato/depósito e a direita a microestrutura do depósito composta de grãos austeníticos e as bandas de deformação.....91
Figura 4.39	Micrografias em MO dos depósitos na condição 12. Em (a) mostra a interface depósito/substrato, em (b) a interface com maior aumento, (c) na ZTA composta de $M_a$ e $\gamma_r$ e em (d) microestrutura do depósito composta de grãos austeníticos e bandas de deformação.....92
Figura 4.40	Micrografias em MEV dos depósitos na condição 12. À esquerda mostra a interface substrato/depósito e a direita a microestrutura do depósito composta de grãos austeníticos e as bandas de deformação.....92
Figura 4.41	Micrografias dos depósitos realizados nas condições 10 e 12 mostrando o fluxo plástico do material do depósito.....93
Figura 4.42	Micrografias em MO mostrando o tamanho de grão austenítico do pino de aço AISI 310 nas diferentes condições. Em (a) material antes da deposição; (b) depósito na condição 9; (c) na condição 10 e (d) na condição 12.....94
Figura 4.43	A figura à esquerda acima mostra os espectros dos elementos Cr (linha verde), (linha roxa) e Fe (linha vermelha) sobrepostas numa micrografia do depósito na condição 1. Na figura ao centro está o mapeamento dos elementos e na figura a direita mostra os espectros dos elementos Fe, Cr e Ni.....96
Figura 4.44	A figura à esquerda acima mostra os espectros dos elementos Cr (linha verde), Ni (linha azul) e Fe (linha vermelha) sobrepostas numa micrografia do depósito na condição 8. Na figura ao centro está o mapeamento dos elementos e na figura a direita mostra os espectros dos elementos Fe, Cr e Ni.....96
Figura 4.45	A figura à esquerda mostra os espectros dos elementos Cr (linha azul), Ni (linha roxa) e Fe (linha verde) sobrepostas numa micrografia do depósito na condição 10. Ao centro está o mapeamento dos elementos na área total analisada e na figura a direita mostra os espectros dos elementos Fe, Cr e Ni.....96
Figura 4.46	Espectro de EDS do mapeamento do elemento Cr do depósito 12.....97
Figura 4.47	Gráfico dos perfis de microdureza dos depósitos realizados com o pino de aço SAE 8620 nas condições de deposição 1, 2 e 4 como depositados e com tratamento térmico de revenido.....98
Figura 4.48	Gráfico dos perfis de microdureza dos depósitos realizados com o pino de aço SAE 4140 nas condições de deposição 5, 6 e 8 como depositados e com tratamento térmico de revenido.....99
Figura 4.49	Gráfico dos perfis de microdureza dos depósitos realizados com o pino de aço AISI 310 nas condições de deposição 9, 10 e 12 como depositados e com tratamento térmico de revenido.....99
Figura 4.50	Gráfico do resumo dos perfis de microdureza de todos os depósitos realizados em todas as condições.....100

Figura 4.51	Gráficos dos ensaios de carga dos depósitos realizados com o pino de aço SAE 8620 com a função Força x Deslocamento e Tensão x Deslocamento.....	103
Figura 4.52	Gráficos dos ensaios de carga dos depósitos realizados com o pino de aço SAE 4140 em função de Força x Deslocamento e Tensão x Deslocamento.....	103
Figura 4.53	Gráficos dos ensaios de carga dos depósitos realizados com o pino de aço AISI 310 em função da Força x Deslocamento e Tensão x Deslocamento.....	103
Figura 4.54	Gráfico mostrando a comparação dos valores de tensão média alcançadas nos testes de carga em depósitos com pino de aço SAE 8620 e os valores de resistência máxima e limite de escoamento do aço SAE 8620.....	105
Figura 4.55	Gráfico mostrando a comparação dos valores de tensão média alcançadas nos testes de carga em depósitos com pino de aço SAE 4140 e os valores de resistência máxima e limite de escoamento do aço SAE 4140.....	105
Figura 4.56	Gráfico mostrando a comparação dos valores de tensão média alcançadas nos testes de carga em depósitos com pino de aço AISI 310 e os valores de resistência máxima e limite de escoamento do aço AISI 310.....	105
Figura 4.57	Gráfico mostrando a comparação dos valores de tensão média alcançadas nos testes de carga em todos os depósitos com os diferentes materiais de pinos e condições de deposição.....	106
Figura 4.58	Fractografias em MEV do depósito na condição 2 (SAE 8620 – F=10,7 e Va=17mm/s) mostrando à esquerda os micromecanismos de fratura intergranular e clivagem na porção do substrato e a direita, mostrando os micromecanismos de fratura intergranular e clivagem a esquerda da figura e micromecanismos de clivagem e <i>dimples</i> a direita da figura.....	107
Figura 4.59	Fractografias em MEV do depósito na condição 2 (SAE 8620 – F=10,7 e Va=17mm/s) mostrando à esquerda os micromecanismos de fratura por clivagem e <i>dimples</i> na superfície de fratura que ocorreu na interface depósito/substrato.....	107
Figura 4.60	Gráfico de temperatura x tempo dos depósitos realizados nas condições de deposição 1, 5 e 9 (Fa = 10,3 kN e Va = 8,5 mm/s).....	108
Figura 4.61	Gráfico de temperatura x tempo dos depósitos realizados nas condições de deposição 2, 6 e 10 (Fa = 10,3 kN e Va = 17 mm/s).....	108
Figura 4.62	Gráfico de temperatura x tempo dos depósitos realizados nas condições de deposição 4, 8 e 12 (Fa = 13,7 kN e Va = 17 mm/s).....	109
Figura 4.63	Vista de uma termografia de um pino em processamento.....	110

## LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1	Processos de soldagem por fricção (adaptados de: 1-AWS 1991; 2 - DOS SANTOS 2005; 3 - NICHOLAS 2003; 4 – MEYER 2002; 5 - JAMSHIDIA 2008; 6 – AMANCIO 2007; 7 – HUANG 2009 e 8 – PAN 2005).....	7
Tabela 2.2	Resultados dos ensaios de desgaste e corrosão (adaptado de REDDY 2009)...	18
Tabela 2.3	Influência dos elementos químicos nas propriedades dos aços (PANNONI 2007).....	39
Tabela 3.1	Propriedades físicas, mecânicas e térmicas dos materiais.....	51
Tabela 3.2	Parâmetros de deposição por fricção utilizados na primeira etapa dos experimentos.....	54
Tabela 3.3	Projeto Fatorial Cruzado Completo para os experimentos da segunda etapa...	55
Tabela 3.4	Parâmetros de deposição por fricção utilizados na segunda etapa dos experimentos.....	55
Tabela 3.5	Tabela com os tamanhos de grãos adaptados da norma ASTM E112-10.....	57
Tabela 4.1	Composição química dos substratos de aço carbono SAE 1070 (% em peso).	61
Tabela 4.2	Composição química dos pinos consumíveis de aço carbono SAE 1045, SAE 4140, SAE 8620, SAE 9254 e aço inoxidável AISI 310 (% em peso).....	61
Tabela 4.3	Resultados das Medidas dos Depósitos e da ZTA.....	66
Tabela 4.4	Resumo dos resultados médios das medidas realizadas.....	66
Tabela 4.5	Tamanho de grão austenítico prévio do pino de aço SAE 8620 e dos depósitos nas condições 1,2 e 4, baseado na norma ASTM E112-10.....	79
Tabela 4.6	Tamanho de grão austenítico prévio do pino de aço SAE 4140 e dos depósitos nas condições 5, 6 e 8, baseado na Norma ASTM E112-10.....	88
Tabela 4.7	Tamanho de grão austenítico prévio do pino de aço AISI 310 e dos depósitos nas condições 9, 10 e 12, baseados na norma ASTM E112-10.....	95
Tabela 4.8	Teores em % de massa dos elementos Cr e Ni dos materiais.....	97
Tabela 4.9	Resultados das Medidas dos Depósitos e da Área.....	102
Tabela 4.10	Resultados dos ensaios de carga com a força aplicada máxima e a tensão máxima.....	104
Tabela 4.11	Temperaturas máximas alcançadas nas diferentes condições de deposição medidas por termografia.....	110



## LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

SAE	Society American Engineering
AISI	American Iron and Steel Institute
ZTA	Zona Termicamente Afetada
MO	Microscópio Óptico
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
HAZ	Heat Affected Zone
OM	Optical Microscope
SEM	Scanning Electron Microscope
PAPVD	Plasma Assisted Physical Vapour Deposition
AWS	American Welding Society
EDS	Energy Dispersive Spectroscopy
TWI	The Welding Institute Ltd
ASM	American Society of Metals
$\mu$	Coefficiente de Atrito do Pino Consumível
$F_{fr}$	Força de Fricção ou Atrito
P	Força Normal (N)
N	Potência em (W)
v	Velocidade de Deslizamento
R	Raio da Superfície de Fricção
F	Força Axial Aplicada (N)
Nr	Rotação do Pino Consumível em (rev/min)
Va	Velocidade de avanço do substrato (mm/s)
$C_t$	Espessura do depósito (mm)
$C_w$	Largura do depósito (mm)
$C_{bs}$	Resistência à adesão do depósito
T	Temperatura (°C)
M	Torque (N.m)
$t_b$	Tempo de Deposição (s)

AS	Advancing Side
RS	Retreating Side
MMC	Metal Matrix Composite
$E_{pit}$	Energia para Formação de Pit de Corrosão (Eletron Volt – eV)
FSW	Friction Stir Welding
Q	Energia do Calor de Fricção (kilo Joule - kJ)
$R_p$	Raio do Pino Consumível (mm)
n	Velocidade de Rotação do Pino Consumível (rev/min)
$q_c$	Calor de Fricção no Pino consumível
$q_r$	Calor de Fricção em Determinado Raio (r) do Pino Consumível
r	Raio do Pino Consumível em Determinado Ponto Medido (mm)
$\eta_1$	Fator Dependente da Condutividade Térmica, da Densidade em Massa e Capacidade do Calor Especifico do Pino Consumível e do Substrato
$\lambda_1$ e $\lambda_2$	Condutividade Térmica do Pino Consumível e do Substrato Respectivamente (w/(cm°C))
$\rho_1$ e $\rho_2$	Densidade em Massa do Pino Consumível e do Substrato Respectivamente (g/cm <sup>3</sup> )
$c_1$ e $c_2$	Capacidade de Calor Específico do Pino Consumível e do Substrato Respectivamente (J/(g°C))
CNC	Controle Numérico Computadorizado
RSM	Response Surface Methodology
FEM	Finite Element Method
P	Pressão Aplicada (MPa)
$\pi$	3,1415....
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
NBR	Normas Brasileiras
$C_{eq}$	Carbono Equivalente (%)
CCC	Estrutura Cúbica de Corpo Centrado
TCC	Estrutura Tetragonal de Corpo Centrado
CVD	Chemical Vapour Deposition
MIG/MAG	Metal Inert Gas/Metal Active Gas
TIG	Tungsten Inert Gas
HVOF	High Velocity Oxy-Fuel
APS	Air Plasma Spraying
PTA	Plasma Transferred Arc

HZG	Helmholtz-Zentrum Geesthacht
IIW	International Institute of Welding
ASTM	American Society for Testing and Materials
A	Área do Depósito Resistente (mm <sup>2</sup> )
L	Largura Efetiva do Depósito (mm)
e	Espessura Média do Depósito (mm)
$\sigma$	Tensão Resistente (MPa)
kN	kilo Newton
kW	kilo Watt
MPa	Mega Pascal
mm/s	Milímetro por Segundo
rev/min	Revolution Per Minute (Revoluções Por Minuto)
HB	Hardness Brinell
HV	Hardness Vickers
Ma	Martensita
$\gamma_r$	Austenita Retida
Bs	Bainíta Superior
Bc	Bainíta Coalescida
Pe	Perlita
$\alpha_a$	Ferrita Alotriomórfica ou de Contornos de Grão
$\alpha_w$	Ferrita de Widmanstätten

## RESUMO

Este trabalho tem por objetivo estudar um processo alternativo de deposição e reparos em defeitos superficiais de componentes ou estruturas fabricados em aço de alto carbono, utilizando o processo de soldagem de Deposição Superficial por Fricção (*Friction Surfacing*). Foi avaliada a influência dos parâmetros do processo de deposição como: força axial, velocidade de rotação do pino consumível e velocidade de avanço de deposição nas propriedades mecânicas e metalúrgicas dos depósitos com diferentes materiais consumíveis depositados.

Para atingir estes objetivos foram realizados experimentos utilizando um equipamento composto de um motor hidráulico (HMS 3000) da Circle Technical Services Ltd com potência de 50 kW, com capacidade de aplicar força axial de 40 kN e velocidade de rotação de até 8000 rev/min. O sistema hidráulico é fixado a um pórtico que tem uma mesa móvel onde é controlada a velocidade de avanço de deposição, enquanto que o ciclo de soldagem é controlado através de um software em que são indicados os parâmetros desejados de carregamento e velocidade de rotação.

Neste estudo foram utilizados como substrato chapas de aço carbono SAE 1070 com espessura de 9 mm e como pinos consumíveis barras redondas com diâmetro de 20 mm dos aços SAE 1045, SAE 4140, SAE 9254, SAE 8620 e AISI 310 variando os parâmetros de deposição.

Após as deposições foram realizadas as caracterizações dos depósitos quanto a geometria do depósito (espessura e largura) e da zona termicamente afetada (ZTA), resistência de adesão do depósito (*push-off test*), macrografias, micrografias em microscópio óptico (MO) e em microscópio eletrônico de varredura (MEV), perfis de microdureza e análise térmica.

Os depósitos realizados com força axial de 13,7 kN, velocidade de avanço de 17 mm/s e velocidade de rotação de 3500 rev/min foram que apresentaram melhores propriedades quanto a resistência de adesão do depósito, tendo o pino consumível de aço inoxidável austenítico AISI 310 com o melhor desempenho testado.

## ABSTRACT

This work aims to develop an alternative process of repairing defects in components or structures made of high carbon steel, using the welding process of deposition by surface friction (*Friction Surfacing Process*). The influences of the deposition process parameters such as axial force, rotational speed of the consumable rod and traverse speed of deposition on the mechanical and metallurgical properties of the deposits with different consumables deposited.

To achieve these objectives, experiments were done using a device composed of a hydraulic system (HMS 3000) of Circle Technical Services Ltd. with 50 kW of power, capable of applying axial force of 40 kN and rotation speed of up to 8000 rpm. The hydraulic system is fixing at a rigid gantry that has a sliding table. The welding cycle is controlled by software, which are given the desired parameters of pressure and rotation speed.

This study used as the substrate plate carbon steel SAE 1070 and as consumable rod round bars of steel SAE 1045, SAE 4140, SAE 9254, SAE 8620 and AISI 310 changed of deposition parameters.

After the depositions were performed characterizations of the deposits on the geometry of the deposit (thickness and width) and the heat affected zone (HAZ), the adhesion strength of deposit (push-off test), macrographs, micrographs by optical microscope (OM) and scanning electron microscopy (SEM), microhardness profiles and thermal analysis.

Deposits made with axial force of 13.7 kN, traverse speed of 17 mm/s and rotation speed of 3500 rev/min were presented better properties as the adhesion strength of deposit, with the consumable rod austenitic stainless steel 310 with the best performance tested.

## 1.0 INTRODUÇÃO

A engenharia de superfície tornou-se um campo de estudo extremamente importante nos últimos anos devido a sua grande importância nos estudos de fenômenos relacionados à superfície de componentes e estruturas, compreendendo diversas áreas do conhecimento como: engenharia, física e ciência dos materiais. Isso porque são fenômenos que ocorrem na superfície, como o desgaste, a corrosão e a fadiga, que podem levar componentes e estruturas a falhas ou inutilização.

A fim de melhorar as propriedades de superfície e aumentar a vida útil dos componentes e estruturas e, com isso, diminuir os custos relativos às paradas não programadas e/ou troca por novos componentes, diversas técnicas de modificações superficiais e de revestimentos foram desenvolvidas. Como exemplo destas técnicas pode-se citar: filmes finos por deposição física (PAPVD), deposição por arco elétrico, deposição a plasma, tratamentos térmicos e termoquímicos, deposição a laser e deposição superficial por fricção, entre outras.

Em busca de novas alternativas de recuperar ou modificar superficialmente componentes ou estruturas construídas de aço alto carbono, estudou-se a viabilidade de utilizar a técnica de deposição superficial por fricção (*Friction Surfacing*).

A deposição superficial por fricção é um processo de soldagem no estado sólido, ou seja, não há fusão no processo, conforme a AWS (*American Welding Society*). É um processo derivado da soldagem por fricção, tendo sido desenvolvido e patenteado em 1941 pelos pesquisadores Klopstock e Neeleands. Este processo apresenta algumas vantagens em certas aplicações em relação às técnicas de deposição por arco elétrico e plasma spray, como por exemplo: ausência de porosidades, de inclusões de escória e diluição, microestruturas bruta de fusão, respingos, fumos e baixa radiação ionizante.

Esta técnica pode ser utilizada para revestimentos de componentes utilizando materiais similares e/ou dissimilares (ex: deposição de aço inoxidável em componentes de aço carbono objetivando melhorar as propriedades de corrosão) bem como em reparos de componentes e estruturas desgastadas, na qual pode ser recuperada a região de interesse com a deposição de material similar ou um material com melhores propriedades ao desgaste.

Desta forma em uma primeira etapa foi estudada a influência dos principais parâmetros do processo como: força axial, rotação do pino consumível, velocidade de deposição e material depositado, através de uma seqüência de deposição em diversas condições. Para esta etapa foram utilizados como material de substrato chapas de aço carbono SAE 1070, pinos consumíveis de aços SAE 1045, SAE 4140, SAE 9254. Foram empregadas forças axiais de 7, 10,3 e 13,7 kN, rotações do pino de 2500, 3000, 3500 e 4000 rev/min e velocidade de deposição de 2, 3,5, 5, 8,5, 13,5 e 17 mm/s. Nesta primeira etapa os depósitos foram caracterizados basicamente por análise visual. Em uma segunda fase do trabalho foi determinada uma malha de experimentos com os melhores parâmetros de deposição encontrados nesta primeira fase.

Para a segunda etapa do trabalho foram escolhidos três tipos de materiais para deposição (SAE 8620, SAE 4140 e AISI 310), duas condições de força axial (10,3 e 13,7 kN), uma condição de rotação (3500 rev/min) e duas condições de velocidade de deposição (8,5 e 17 mm/s), utilizando um Projeto Fatorial Cruzado Completo.

Os depósitos realizados na segunda etapa foram caracterizados através de ensaios mecânicos e metalúrgicos como: análise macrográfica transversal, medição dos depósitos e da zona termicamente afetada (ZTA), análise microestrutural em microscópio óptico (MO), análise microestrutural em microscópio eletrônico de varredura (MEV), medição de diluição por microsonda EDS (Espectroscopia de Energia Dispersiva), perfis de microdureza, ensaios de carga (*push-off test*) e análise térmica. Também foi realizado um tratamento térmico de revenido na temperatura de 450°C por 1 hr na temperatura e resfriamento ao ar. Para esta condição foram realizadas as análises microestruturais em MO e MEV e perfis de microdureza.

No capítulo 2 será apresentada uma revisão bibliográfica do tema destacando o processo de deposição superficial por fricção e as diversas abordagens apresentadas na literatura.

No capítulo 3 será realizada a apresentação da proposta do trabalho com descrição dos materiais utilizados, metodologia e ensaios utilizados para a obtenção dos melhores parâmetros de deposição.

Os resultados e a discussão da pesquisa serão apresentados no capítulo 4.

Por fim, no capítulo 5 serão mostradas as conclusões da tese, no capítulo 6 serão apontadas algumas sugestões para trabalhos futuros e no capítulo 7 estão citadas as referências bibliográficas utilizadas nesta tese.

## **2.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**

### **2.1 – Soldagem por Fricção**

#### **2.1.1 – Histórico**

A soldagem por fricção faz parte de um dos processos de soldagem no estado sólido conforme a classificação da AWS (PAPRITAN 1991). Segundo Thomas e Nicholas (THOMAS 1994), a primeira patente sobre o processo foi nos Estados Unidos em 1889 por Bevington (J.Bevington, Patent N° 463134- USA), onde ele desenvolveu um método de soldagem de tubos por fricção, seções de tubo e pinos.

Em 1929 foi patenteado na Alemanha um processo de soldagem por fricção em aço ferramenta por Richter (W.Richter, Patent N° 477084 – Alemanha). Em 1941 foi realizada a terceira patente na Inglaterra pelos pesquisadores Klopstock e Neeleands (KLOPSTOCK 1941), sendo a primeira em relatar o processo de deposição por fricção. Entretanto a primeira aplicação industrial do processo somente foi realizada na Segunda Guerra Mundial através da soldagem de tubos termoplásticos na Alemanha (MEYER 2002).

Na década de 50 cientistas da ex-União Soviética e da ex-Tchecoslováquia lideraram as pesquisas e desenvolvimentos em soldagem por fricção, fazendo o uso destas técnicas em aplicações industriais, como recuperações de componentes desgastados. No entanto o emprego do processo em escala industrial que se tem conhecimento somente ocorreu pelo ano de 1956, através da patente do russo A.I.Chudinov. Durante este período foi construído o primeiro equipamento de soldagem por fricção, desenvolvido pela VNIIESO (Instituto de Pesquisas Científicas para Equipamentos de Soldagem) na ex-União Soviética (MEYER 2002).

Na década de 60 os cientistas soviéticos continuaram a pesquisar os processos de soldagem por fricção e a utilizá-los na prática, sendo publicados alguns trabalhos entre 1960 e 1966 (THOMAS 1994).

Atualmente, o processo de soldagem por fricção, devido a sua versatilidade e eficiência é largamente utilizado na indústria metal/mecânica, automobilística, aeroespacial e de equipamentos agrícolas, sendo possível unir componentes de diversas formas, tamanhos e de materiais (LEBEDEV 1992 e PINHEIRO 2008).



### 2.1.2 – Processo de Soldagem por Fricção

O processo de soldagem por fricção utiliza o calor gerado entre o movimento relativo de duas interfaces em fricção para produzir a união das mesmas. Este processo depende diretamente da conversão da energia mecânica em energia térmica para soldar. A figura 2.1 ilustra o processo de soldagem por fricção convencional onde, em um primeiro estágio (fig.2.1.a), uma das peças é colocada em movimento de rotação enquanto que a outra peça é fixa no equipamento. Após, em um segundo estágio (fig.2.1.b), as peças são colocadas em contato e então uma força axial é aplicada iniciando o processo (fig.2.1.c), fazendo que ocorra a fricção das superfícies das duas peças e o aquecimento das mesmas. O aquecimento atinge uma temperatura na qual os materiais em contato plastificam. Então com a força axial sendo aplicada é formada uma rebarba (*flash*), onde as impurezas (filme de óxidos, graxas, inclusões, etc.) encontradas nas superfícies das peças são expulsas para esta rebarba. Após ter alcançado a temperatura e o tempo estipulados a rotação é parada e a força axial é aumentada objetivando consolidar e aumentar a adesão da junta, etapa conhecida como de forjamento (fig.2.1.d.) (AWS 1991 e PINHEIRO 2008). Segundo Elmer et al (ELMER 1993), durante este último estágio ocorre uma difusão atômica nas interfaces de contato, permitindo uma forte ligação metalúrgica entre as peças, consolidando, dessa forma, a junta.

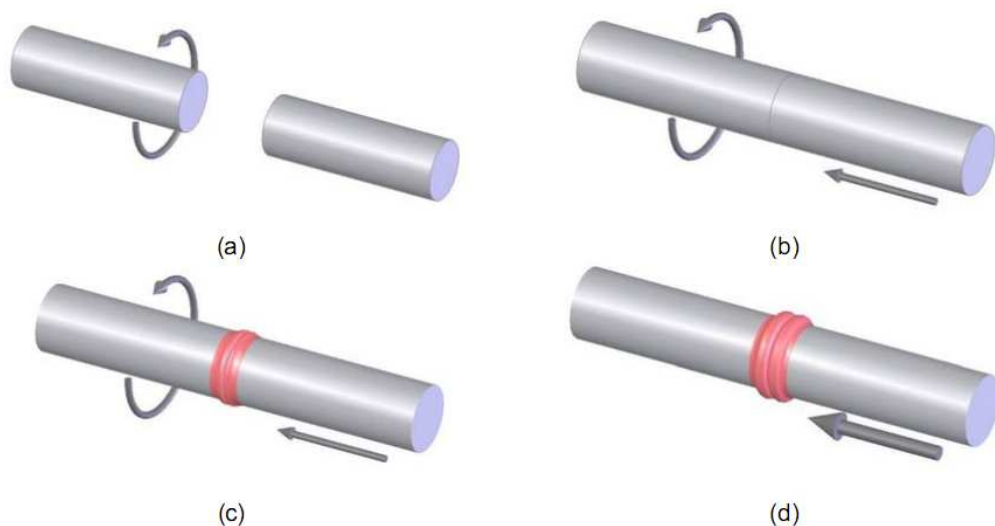


Figura 2.1 Desenho esquemático do processo de fricção convencional (AWS 1991 e PINHEIRO 2008).

A solda produzida é caracterizada pela ausência de zona de fusão, uma zona termicamente afetada estreita (ZTA) e a presença de material deformado plasticamente em volta da solda (rebarba, *flash*). A qualidade da solda é dependente da seleção do material adequado, da configuração da junta a ser soldada, das variáveis do processo de soldagem e dos pós-tratamento térmico caso necessário (MEYER 2002).

Na soldagem por fricção já existem em torno de 25 variações ou formas de soldagem utilizando o princípio, conforme demonstram os estudos realizados pelo TWI - The Welding Institute Ltd (NICHOLAS 2003), American Welding Society (AWS 1991), Thomas et al (THOMAS 1994, THOMAS 1998 e THOMAS 2002), dos Santos (DOS SANTOS 2005), Jamshidinia et al (JAMSHIDIA 2008), Meyer (MEYER 2002), Pinheiro (PINHEIRO 2008), Amancio (AMANCIO 2007), Pan et al (PAN 2005) e Huang et al (HUANG 2009). A tabela 2.1 ilustra algumas destas variações de soldagem por fricção.

### 2.1.3 – Soldagem na Fase Sólida

Quando se colocam dois corpos metálicos suficientemente próximos um do outro, podem surgir forças interativas entre seus átomos nas superfícies adjacentes, podendo ser formado uma forte ligação caso existirem um número suficientemente grande destas interações nas superfícies adjacentes destes corpos. No entanto, as superfícies metálicas, por mais limpas que estejam sempre possuirão um filme de óxido, de gases absorvidos, de compostos orgânicos e outras substâncias, conforme ilustra a figura 2.2. Nestas condições e na ausência de um campo de forças atuantes, não se tem a formação de uma ligação forte entre as partes. Conseqüentemente a primeira condição necessária para que haja ligação entre partes metálicas é a remoção destes filmes de óxidos e de compostos absorvidos de suas superfícies. Existe, também, outra razão que dificulta esta ligação que é a rugosidade superficial de qualquer superfície metálica, pois por mais polido que esta esteja sempre se tem certa rugosidade com microprojeções na ordem de pelo menos 500 ângstrons, conforme ilustra a figura 2.3 (LEBEDEV 1992 e MODENESI 2000).

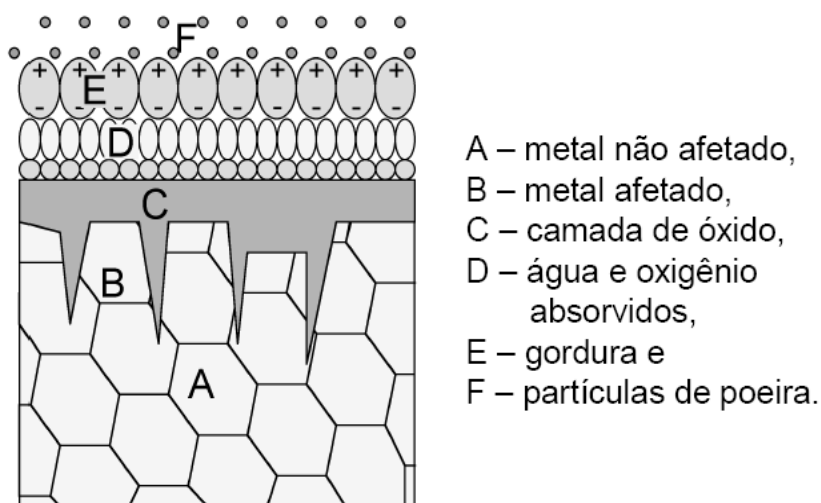


Figura 2.2 Estado de uma superfície metálica (MODENESI 2000).

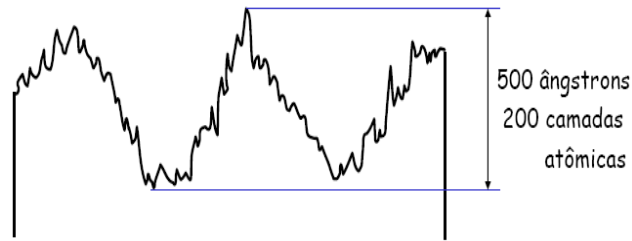
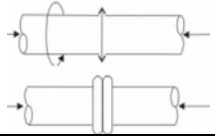
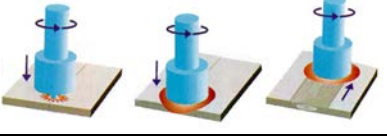

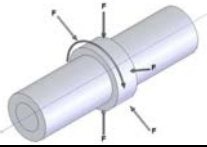
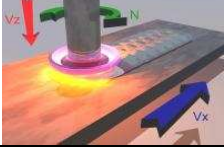
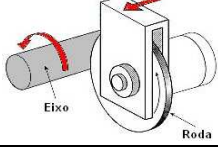
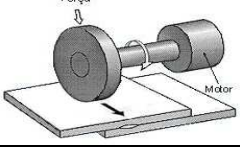
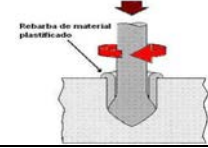
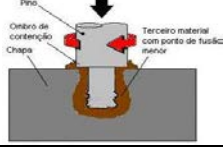
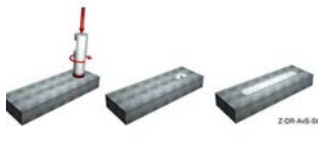
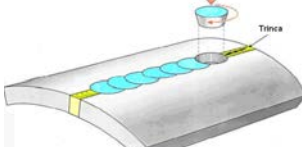

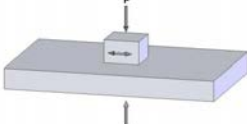
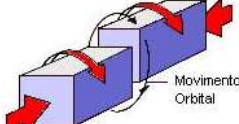

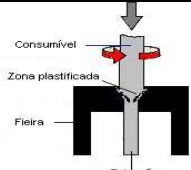
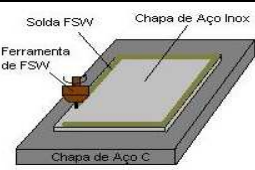
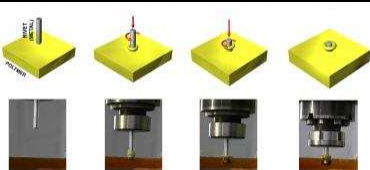
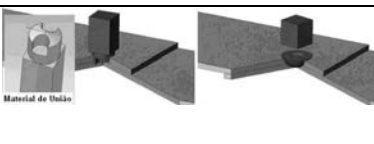
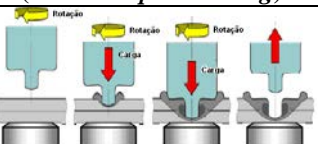



Figura 2.3 Representação esquemática de uma superfície metálica polida (MODENESI 2000).

Então quando duas superfícies metálicas são aproximadas uma da outra, inicialmente ocorre um contato físico entre um pequeno número de pares de microprojeções. Neste primeiro momento a superfície total atuante é tão pequena que a resistência da ligação formada é extremamente baixa. Mas sobre a ação de uma carga externa, estes pares de microprojeções iniciais deformam elasticamente, as quais são seguidas por uma deformação plástica. Como resultado destas deformações elasto-plásticas das microprojeções, há mais superfícies aproximando-se um das outras e novos pares de microprojeções são formadas e que em seguida colapsarão. O processo de aproximação das superfícies e o aumento do número de interações de projeções continuam sob uma carga externa, aumentando a área de contato e será balanceada pelas forças de resistência à deformação. A segunda condição necessária para a formação de uma junta soldada no estado sólido com forte ligação é que as superfícies metálicas terão que ter uma camada superficial com substancial deformação plástica (LEBEDEV 1992).

Em alguns processos de soldagem como: por forjamento, termo compressão, difusão, por fricção, etc; as condições de deformação são substancialmente reduzidas e a força externa necessária é também reduzida pelo aumento da plasticidade do metal devido ao seu aquecimento.

Tabela 2.1 Processos de soldagem por fricção (adaptados de: 1-AWS 1991; 2 - DOS SANTOS 2005; 3 - NICHOLAS 2003; 4 – MEYER 2002; 5 - JAMSHIDIA 2008; 6 – AMANCIO 2007; 7 – HUANG 2009 e 8 – PAN 2005).

<p><b>Soldagem por Fricção por Arraste Contínuo ou por Inércia (Rotary Drive Friction Welding)<sup>1</sup></b></p>	<p><b>Soldagem por Fricção Linear (Friction Stir Welding)<sup>2</sup></b></p>	<p><b>Soldagem de Pino por Fricção (Friction Stud Welding)<sup>2</sup></b></p>
		
<p><b>Soldagem por Fricção Radial (Radial Friction Welding)<sup>1</sup></b></p>	<p><b>Deposição por Fricção (Friction Surfacing)<sup>3</sup></b></p>	<p><b>Endurecimento por Transformação por Fricção (Friction Transformation Hardening)<sup>3</sup></b></p>
		
<p><b>Soldagem por Fricção Com Costura Contínua (Friction Seam Welding)<sup>3</sup></b></p>	<p><b>Soldagem por Fricção Com Mergulho (Friction Plunge Welding)<sup>3</sup></b></p>	<p><b>Soldagem por Fricção com Terceiro Corpo (Third-body Friction Welding)<sup>3</sup></b></p>
		
<p><b>Soldagem por Fricção por Costura (Friction Stitch Welding)<sup>4</sup></b></p>	<p><b>Soldagem por Fricção por Ponto Cônico (Friction Taper Stitch Welding)<sup>3</sup></b></p>	<p><b>Soldagem por Fricção com Pino Consumível (Friction Hydro Pillar Processing)<sup>4</sup></b></p>
		
<p><b>Soldagem por Fricção Linear/Angular (Linear/Angular Friction Welding)<sup>3</sup></b></p>	<p><b>Soldagem por Fricção Orbital (Orbital Friction Welding)<sup>3</sup></b></p>	<p><b>Brasagem por Fricção (Friction Brazing)<sup>3</sup></b></p>
		
<p><b>Extrusão por Fricção (Friction Extrusion)<sup>3</sup></b></p>	<p><b>Deposição por Fricção e Mistura (Friction Stir Cladding)<sup>5</sup></b></p>	<p><b>Rebitagem por Fricção (Fricriveting)<sup>6</sup></b></p>
		
<p><b>União por Fricção por "Bit" (Friction Bit Joining)<sup>7</sup></b></p>	<p><b>Soldagem por Fricção por Ponto e Mistura Mecânica (Friction Spot Welding)<sup>8</sup></b></p>	<p><b>Soldagem por Fricção por Ponto e Mistura Mecânica com Translação (Friction Stir Spot Welding)<sup>2</sup></b></p>
		

### 2.1.4 – Calor Liberado Durante a Soldagem por Fricção

A força conhecida como fricção ou atrito pode ser definida como a resistência por um corpo de se mover sobre outro corpo. Esta definição agrupa os movimentos de rolamento e deslizamento. A diferença entre fricção por deslizamento ou por rolamento é útil, porém as duas não são mutuamente exclusivas e até o aparente rolamento puro pode envolver uma componente de deslizamento, conforme ilustra a figura 2.4 (HUTCHINGS 1992).

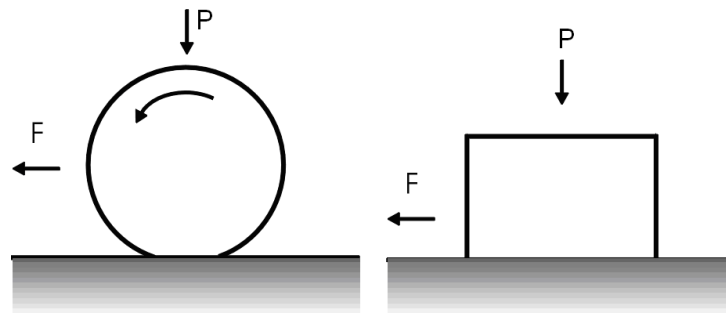


Figura 2.4 Movimento de rolamento e deslizamento (adaptado de HUTCHINGS 1992).

Em ambos rolamento e deslizamentos ideais, uma força tangencial  $F$  é necessária para mover o corpo sobre a parte estacionária. A razão entre esta força de fricção e a carga normal  $P$  é conhecida como o coeficiente de fricção e é normalmente denotado pelo símbolo  $\mu$ .

A magnitude da força de fricção é descrita convenientemente pelo valor do coeficiente de fricção, o qual pode variar em uma ampla faixa: de cerca de 0,001 em um levemente carregado rolamento a mais de 10 para metais limpos deslizando contra si em vácuo. Para os metais mais comuns deslizando no ar, entretanto, o valor de  $\mu$  cai na faixa de 0,1 a 1 (HUTCHINGS 1992 e PIMENTA 2000).

Segundo Lebedev et al (LEBEDEV 1992), no caso da soldagem por fricção durante o contato das superfícies dos corpos sólidos as microprojeções de um corpo penetra nas cavidades e depressões do outro corpo, conforme ilustra a figura 2.5. Nestes casos quando estes corpos forem de durezas diferentes as microprojeções do corpo mais duro (B) também podem penetrar nas microprojeções do corpo mais mole (A). Sob um deslocamento tangencial relativo dos corpos A e B têm-se uma deformação destas microprojeções, normalmente do corpo mais mole. Estas deformações ocorrem dentro dos limites de uma camada superficial fina. A resistência a esta deformação, que depende da resistência do material, é definida como a componente de deformação da força de fricção ou atrito ( $F_{fr}$ ). Para calcular a força de fricção a equação do coeficiente de fricção  $\mu$  é utilizada, ficando:

$$\mu = \frac{F_{fr}}{P} \quad 2.1$$

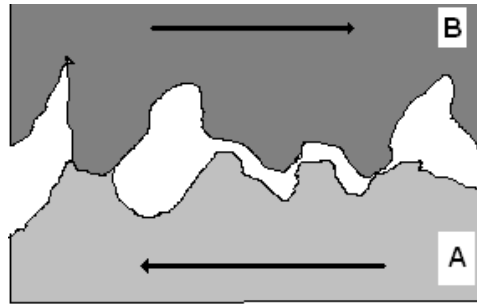


Figura 2.5 Desenho esquemático mostrando as superfícies de contato durante a fricção (adaptado de LEBDEV 1992).

As forças de deformação e friccional de adesão e, conseqüentemente, o coeficiente de fricção (ou atrito) é alterado com a mudança da temperatura nas superfícies.

A energia mecânica consumida para superar as forças de fricção é dissipada na forma de calor nas superfícies de contato, pontos de ação das forças de fricção externas e também no corpo das projeções que são deformadas. A fonte de calor existe na forma de uma fonte ativa geradora de calor em uma camada fina próxima a superfície de contato. A potência (N) gerada na fonte de calor é determinada pela equação:

$$N = F_{fr} v = \mu P v \quad 2.2$$

Como o coeficiente de fricção ( $\mu$ ) é uma função da velocidade (relativo entre dois corpos) de deslizamento ( $v$ ) e da força normal ( $P$ ), a potência não pode ser considerada como função linear de  $P$  e  $v$ .

O aquecimento das camadas superficiais muda durante o processo de fricção ocorrendo uma mudança qualitativa dos lubrificantes, e a lubrificação na fricção de fronteira entre os dois corpos muda para fricção a seco. Esta mudança no regime de fricção normalmente leva a um aumento no coeficiente de fricção, na força de fricção e no calor liberado e, por conta disso, há um aumento progressivo na temperatura e do gradiente de temperatura (LEBEDEV 1992 e PIZA 2010).

O processo de soldagem por fricção é complexo, pois constitui de um conjunto de fenômenos de interações como: calor intenso localizado na superfície de fricção; formação contínua de ligação metálica entre as superfícies envolvidas e a rápida destruição das mesmas devido ao movimento relativo contínuo destas superfícies; aquecimento instantâneo e resfriamento rápido de pequenos volumes de metal sobre altas pressões localizadas; deformações elasto-plásticas nas microregiões das rugosidades superficiais e nas camadas próximas a superfície do metal; trabalho a frio e recristalização; difusão mútua bem como penetração mecânica de partículas de uma parte a ser soldada na outra parte; destruição de

filmes de óxidos e a sua remoção juntamente com o material da rebarba (flash); deslocamento de discordâncias intenso e ativação das superfícies de contato e a formação de uma forte ligação entre as peças a serem soldadas após o final do movimento relativo destas partes. O escoamento do metal sob condições simultâneas de compressão e deslocamento intensifica a ativação das superfícies de fricção (LEBEDEV 1992 e PIZA 2010).

### 2.1.5 – Fases do Processo de Soldagem por Fricção

A divisão do processo em diferentes fases é uma das formas de descrever os ciclos de soldagem e os mecanismos relacionados a estes. Diferentes pesquisadores propõem a divisão do processo. A AWS (American Welding Society) e a ASM (American Society of Metals) dividem o processo em duas fases enquanto Vill e Crossland (citados por MEYER 2002) dividem em três fases. Neumann e Schober, Pauly, Böhme e Hermann, Nentwig (citados por MEYER 2002) propuseram dividir o processo em quatro fases, enquanto Ellis (citado por MEYER 2002) em cinco fases. A proposta mais detalhada foi de Lebedev et al (LEBEDEV 1992) que dividiu o processo em seis fases. Na literatura a divisão mais comum é de quatro fases, as quais serão comentadas a seguir.

A figura 2.6 mostra um ciclograma característico de uma solda por fricção convencional mostrando as fases presentes no processo.

As quatro fases são: fase de fricção (*Rubbing phase*), fase de aquecimento (*Heating phase*), fase de frenagem (*Breaking phase*) e fase de adesão (*Bonding phase*). Estas fases foram definidas resumidamente como segue:

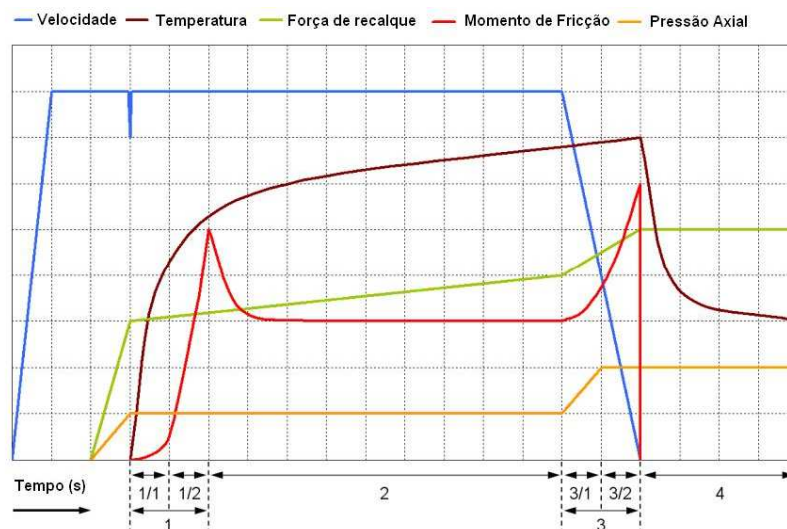


Figura 2.6 Ciclograma de uma soldagem por fricção mostrando as fases do processo. 1) Fase de fricção; 2) Fase de Aquecimento; 3) Fase de Frenagem e 4) Fase de Adesão (PINHEIRO 2008).

### \* Fase 1 - Fase de fricção (*Rubbing phase*)

Nesta fase inicial ocorre o contato entre as superfícies resultando em um primeiro momento o alisamento ou planificação das mesmas (fase 1/1). Obtêm-se, então, o processo de microligações e com isso certa resistência ao movimento. Entretanto, a pressão na superfície é muita elevada promovendo uma deformação plástica e assim planificando as superfícies. O cisalhamento das microligações formadas libera energia em forma de calor e com isso ocorre um aquecimento local. A temperatura alcançada pode chegar a temperatura de fusão do material ou muito próxima a esta. Este calor formado dissipa levando à plastificação do material. Segundo Crossland (citado por MEYER 2002) devido ao processamento, as camadas de óxidos são quebradas e as superfícies contaminadas são removidas devido as altas forças radiais (efeito de hidro-extração). Nesta fase observa-se que ocorre uma concentração de material no diâmetro de  $1/2 R$  a  $2/3 R$ , onde  $R$  é o raio da superfície de fricção. Esta concentração causa um aquecimento local com um filme fino plastificado do material cisalhado, conforme ilustra a figura 2.7.a. A área em forma de anel aumenta, aumentando a área nominal de solda em contato. Devido ao calor de condução a temperatura também aumenta nos materiais adjacentes. Nas regiões plastificadas observa-se uma diminuição na taxa de deformação devido à torção com o aumento da temperatura. Ocorre um aumento significativo da temperatura e do calor gerado em função do tempo. Desta forma a fase 1 é completada e o momento de fricção alcança o seu valor máximo. A extração da camada de contaminantes deixa a superfície do metal limpa aumentando assim consideravelmente o coeficiente de fricção (LEBEDEV 1992, MEYER 2002 e PINHEIRO 2008).

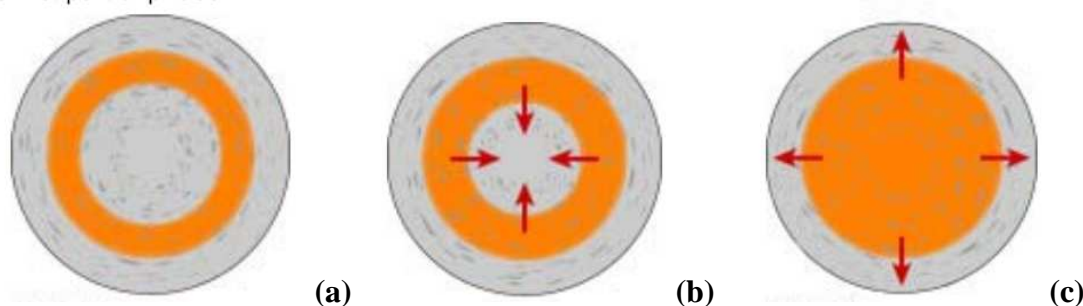


Figura 2.7 Desenho esquemático da superfície em contato de fricção da fase 1 – figura (a) e fase 2 – figuras (b) e (c) . Material plastificado na circunferência de  $1/2$  a  $2/3$  do raio (MEYER 2002).

### \* Fase 2 - Fase de aquecimento (*Heating phase*)

O aumento da temperatura no anel de material plastificado alcançado na fase 1, conduz esse material altamente plastificado para as regiões mais frias da área de fricção, aumentando assim a fricção destas regiões mais frias e, conseqüentemente aumentando a área



deste anel em direção ao centro de rotação. A temperatura nesta região é comparativamente menor, porque a deformação radial e o calor gerado pelo atrito são menores devido a baixa velocidade relativa. A figura 2.7 b e c ilustra a superfície de fricção mostrando o aumento da área em forma de anel se estendendo lentamente para as outras regiões da solda.

A temperatura então alcança o equilíbrio. Crossland (citado por MEYER 2002) descreve este equilíbrio da seguinte forma: como a temperatura aumenta o metal torna-se mais plástico e, com isso, o torque é reduzido levando a uma diminuição da geração de calor e diminuição da temperatura. Nas regiões externas a zona de soldagem o material é facilmente pressionado para fora das superfícies de fricção, devido a alta plastificação e a baixa restrição a deformação. Como a temperatura do material e a altura da zona plastificada aumentam a resistência à força axial diminui e o material é pressionado para fora da área de fricção na forma de rebarba (*flash*). Com isso a altura da zona plastificada diminui; as áreas mais frias agora fazem o contato de fricção, a temperatura volta a aumentar e o material volta a aumentar a plasticidade. Estas ações de balanço levam a uma saturação do calor na área de fricção e as zonas correspondentes. Nas superfícies de contato um campo de temperatura alcança o equilíbrio e o momento de fricção diminui.

#### **\* Fase 3 - Fase de frenagem ou desaceleração (*Breaking phase*)**

A fase de desaceleração ocorre devido a diminuição da velocidade rotacional ou até mesmo o uso de frenagem, e com isso ocorre um crescimento rápido do coeficiente de fricção e do torque friccional atingindo um pico, seguido de um aumento do calor liberado. No momento final desta fase, quando a rotação aproxima-se de zero a geração de calor é reduzida, quase que instantaneamente, então a temperatura da junta começa cair e começa uma rápida formação da ligação metálica e da junta soldada em si. Quando a rotação é cessada começa-se também o processo de recristalização, resultando em uma microestrutura com grãos finos (PINHEIRO 2008 e PIZA 2010).

#### **\* Fase 4 - Fase de adesão (*Bonding phase*)**

Os mecanismos de ligação da solda começam ao final da fase de aquecimento, porém não de forma homogênea ao longo das superfícies em contato, onde esta homogeneidade das ligações somente ocorre nesta fase depois de aplicada a pressão de forjamento. O aumento na força axial aplicada resulta em um aumento abrupto da taxa de recalçamento e, conseqüentemente, no momento friccional. Em alguns casos não ocorre aumento da força axial, ou seja, são utilizados valores de força iguais a da etapa de aquecimento. As camadas de

óxidos e impurezas das regiões mais próximas da superfície são expelidas. As superfícies de contato estão em contato íntimo com distâncias atômicas para produzirem a ligação metálica. Quando a rotação cessa por completo a deformação é completada, mas o processo de difusão ainda continua. Como os materiais da junta começam a esfriar, os processos de recristalização estática e recuperação dos cristais ocorrem e as tensões internas são eliminadas. Esta etapa melhora as propriedades mecânicas como resistência e tenacidade da junta soldada (LEBEDEV 1992, PINHEIRO 2008 e PIZA 2010).

## 2.2 Estado da Arte em Deposição Superficial por Fricção

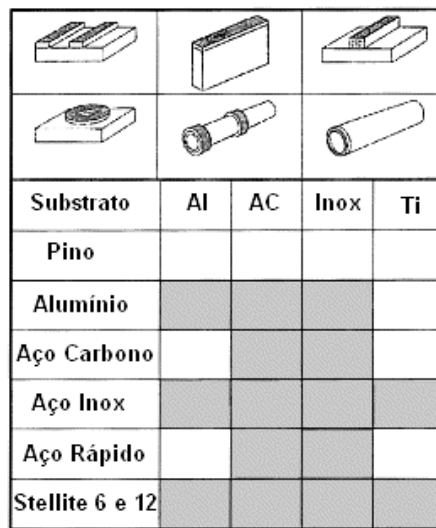
Entre os processos de soldagem por fricção está o processo de **deposição superficial por fricção** (*Friction Surfacing*), tendo sido inventado e patenteado (Patente Britânica) em 1941 pelos pesquisadores Klopstock e Neeleands (KLOPSTOCK 1941). Nas décadas de 50 e 60 cientistas da ex-União Soviética e ex-Tchecoslováquia lideraram as pesquisas e desenvolvimentos em soldagem por fricção e deposição por fricção. Na década de 70 poucos trabalhos nesta área de deposição foram relatados. Na década de 80, o processo de deposição por fricção foi retomado por pesquisadores ingleses, sendo em 1984 publicados trabalhos realizados pelo TWI e da Portsmouth Polytechnic, os quais descrevem o processo e demonstram a praticidade da técnica em determinados aços (THOMAS 1985 e THOMAS 1994). Entretanto, comercialmente, somente apareceu na última década, através do patenteamento de um processo conhecido como “*FRICTEC*”, que é um processo de deposição superficial por fricção caracterizada por uma alta pressão de contato durante a deposição, pressão acima de 100 MPa (BATCHELOR 1996).

Nos últimos anos tem aumentado consideravelmente a quantidade de trabalhos realizados utilizando a técnica de deposição superficial por fricção utilizando diversos tipos de materiais depositados.

Van Kalken (VAN KALKEN 2001) em sua dissertação de mestrado apresentou um estudo de deposição de um aço inoxidável austenítico DIN XCrNiMoTi17-12-2 em substrato de aço baixo carbono utilizando um robô TRICEPT 600. A vantagem do uso do robô é que se podem realizar depósitos em três eixos bem como automatizar o processo.

Vitanov et al (VITANOV 2000 e VITANOV 2001) realizaram um extenso trabalho, fazendo mais de 1200 depósitos, usando diferentes materiais e formas de substrato e também variando os materiais dos pinos consumíveis (aços inoxidáveis AISI 303, 304, 316, 416 e 431, ver figura 2.8) e o diâmetro dos mesmos. A intenção era de tentar entender as relações dos parâmetros do processo com a qualidade dos depósitos e, desta forma, desenvolver um

software em que se pode escolher os melhores parâmetros para determinados substratos e pinos consumíveis. Em seus experimentos variaram a força aplicada ( $F$ ), a rotação do pino ( $Nr$ ) e a velocidade de avanço do substrato ( $Va$ ) e mediram três variáveis que consideraram como essenciais para determinar a qualidade do depósito: a espessura ( $C_t$ ), largura ( $C_w$ ) e a resistência à adesão do depósito ( $C_{bs}$ ). Também foram medidas a temperatura ( $T$ ), torque ( $M$ ) e tempo de deposição ( $t_b$ ). Baseado nos resultados dos experimentos desenvolveram um software chamado de *FricExpert*.



Substrato	Al	AC	Inox	Ti
Pino				
Alumínio				
Aço Carbono				
Aço Inox				
Aço Rápido				
Stellite 6 e 12				

Figura 2.8 Geometrias de substratos típicas e as combinações de materiais de substratos/pinos consumíveis para as aplicações de deposição por fricção (adaptado de VITANOV 2000 e VITANOV 2001).

Shinoda et al (SHINODA 1998) estudaram a deposição de multicamadas e também a influência da forma do chanfro no substrato. Neste trabalho foi depositado o aço inoxidável martensítico AISI 440 C em um substrato de aço baixo carbono. Os tipos de chanfros testados foram com o ângulo da raiz reta, com o canto da raiz arredondado, com inclinação positiva de  $45^\circ$  e inclinação negativa (para dentro) de  $45^\circ$  (ver figura 2.9). Deste estudo foi concluído que a direção de rotação do pino consumível determina o fluxo plástico do material depositado sendo que os melhores resultados encontrados foram conseguidos, para dados parâmetros e materiais, com o pino com rotação anti-horária em um chanfro com o canto da raiz arredondado sem sobreposição dos depósitos, conforme ilustra a figura 2.10.

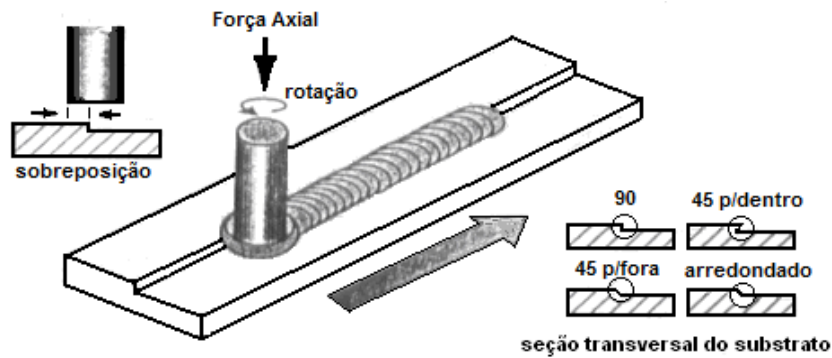


Figura 2.9 Desenho esquemático mostrando os tipos de chanfros testados pelos autores (adaptado de SHINODA 1998).

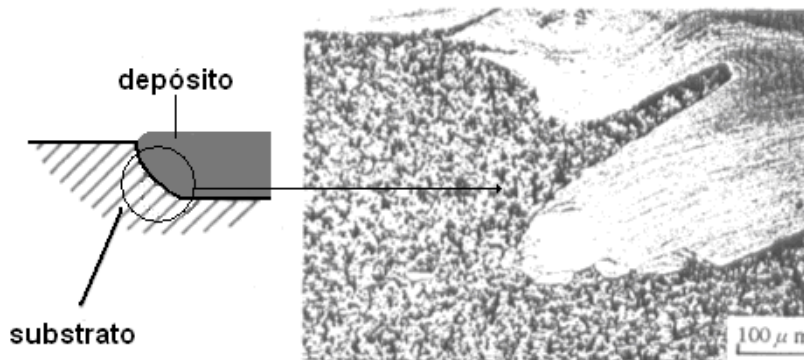


Figura 2.10 Figura mostrando à esquerda um desenho esquemático com a deposição com os melhores parâmetros e o chanfro com a raiz arredondada e à direita uma microestrutura em corte transversal (adaptado de SHINODA 1998).

Uma das vantagens do processo de deposição superficial por fricção é a possibilidade de deposição de materiais dissimilares. Chandrasekaran et al (CHANDRASEKARAN 1997) investigaram a deposição de aço ferramenta, ligas à base de níquel (Inconel), ligas de alumínio e ligas de titânio em substrato de aço baixo carbono e deposição de aço inoxidável, aço baixo carbono e Inconel em substrato de alumínio. Eles observaram que o aço ferramenta e o Inconel depositaram muito bem em substrato de aço baixo carbono e que o alumínio pode ser depositado somente com o aumento da força aplicada. Por outro lado o titânio não depositou em nenhuma das condições testadas (talvez pela alta plasticidade nas temperaturas alcançadas pelo processo). Quando utilizaram o alumínio como substrato, observaram a formação de uma camada intermetálica (via análise por espectroscopia de energia dispersiva – microsonda EDS), menos quando usado o aço inoxidável, indício que ocorreu uma fusão localizada do alumínio, o que indica uma relação inadequada de parâmetros. A deposição do aço baixo carbono no substrato de alumínio pode ser realizada com sucesso. Entretanto, a deposição de aço inoxidável requereu maiores forças aplicadas e maiores rotações e velocidades de avanço em relação ao depósito de aço baixo carbono para se alcançar um bom depósito.

O processo de deposição por fricção também pode ser utilizado em ambientes subaquáticos, os quais foram pensados para recuperação e deposição superficial em tubulações e estruturas dentro do mar (*offshore*). Em seu estudo Li et al (LI 2000) depositaram um aço inoxidável martensítico AISI 440C em substrato de aço carbono estrutural em condições ao ar e embaixo da água. Eles concluíram que embaixo da água os depósitos apresentaram uniformidade maior do que em deposição ao ar e que o perfil de dureza também se apresentou mais uniforme nesta condição com uma microestrutura mais refinada do que os depósitos ao ar.

Nos últimos anos observou-se um aumento no interesse dos países como Japão, China e Índia no assunto, pois se pode observar que os últimos trabalhos publicados são destes países.

Sakihama et al (SAKIHAMA 2003) realizaram diversas deposições utilizando o processo por fricção utilizando como substrato e pino consumível uma liga de Alumínio AA 5052, objetivando relacionar os parâmetros do processo, como: rotação do pino consumível, pressão de fricção e velocidade de avanço da deposição, com a aparência visual do depósito, largura, espessura, comprimento e eficiência dos depósitos. Em resumo, os pesquisadores puderam observar que aumentando a rotação do pino consumível as marcas de circularidade na superfície do depósito são mais finas e que a largura e espessura dos depósitos diminuem. Com o aumento da pressão a largura e espessura também diminuíram. Na mudança de velocidade de avanço ( $V_a$ ) puderam concluir que com o aumento da mesma, o efeito na espessura ( $e$ ) foi inversamente proporcional, ou seja, diminuiu significativamente a espessura, para rotações baixas ( $V_a=5$  mm/s –  $e=6$  mm,  $V_a=11$  mm/s –  $e=3,5$  mm com  $N_r=25$  N/s e  $P=25$  MPa). Para rotações maiores e pressões maiores este efeito na diminuição da espessura foi pequeno. As larguras dos depósitos diminuíram com o aumento da rotação e velocidade de avanço, porém foi mais significativo com a pressão de fricção mais baixa. Enquanto que a eficiência de deposição (calculada em % pela diferença de massa do pino consumível antes e após o processamento) foi maior com o aumento da velocidade de avanço e diminuiu com o aumento da pressão e velocidade de rotação do pino.

Também utilizando ligas de alumínio, os pesquisadores Tokisue et al (TOKISUE 2005) realizaram a deposição de dois depósitos, um ao lado do outro, de pinos consumíveis de ligas de alumínio AA5052 e 2017 em um substrato da liga AA5052. Um dos parâmetros modificados foi a sobreposição dos depósitos em 0, 5, 10 e 15 mm. A figura 2.11 mostra um desenho esquemático da deposição multidepósitos. Deste trabalho foi observado que após a deposição do segundo depósito, a região de solda fria (*undercut*) do primeiro depósito abaixo

do segundo depósito desapareceu e que as microestruturas dos depósitos apresentaram mais refinada que a do substrato e dos pinos consumíveis. O lado em que foi realizado o segundo depósito (lado de avanço - *Advancing Side (AS)* ou lado de recuo - *Retreating Side (RS)*) também foi estudado e observaram que há influência do mesmo no aspecto visual do depósito e da espessura do mesmo, conforme mostram as macrografias da figura 2.12.

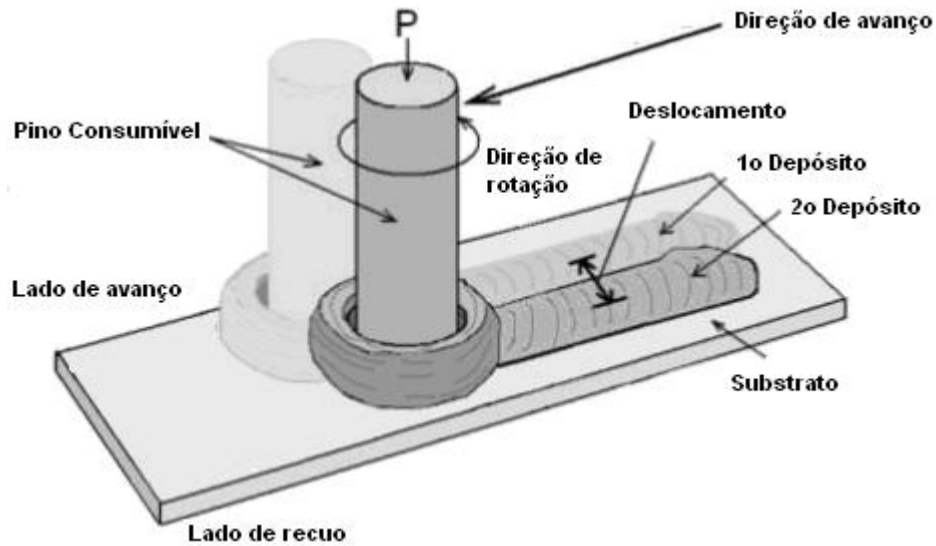


Figura 2.11 Desenho esquemático da deposição multidepósitos (adaptado de TOKISUE 2005).

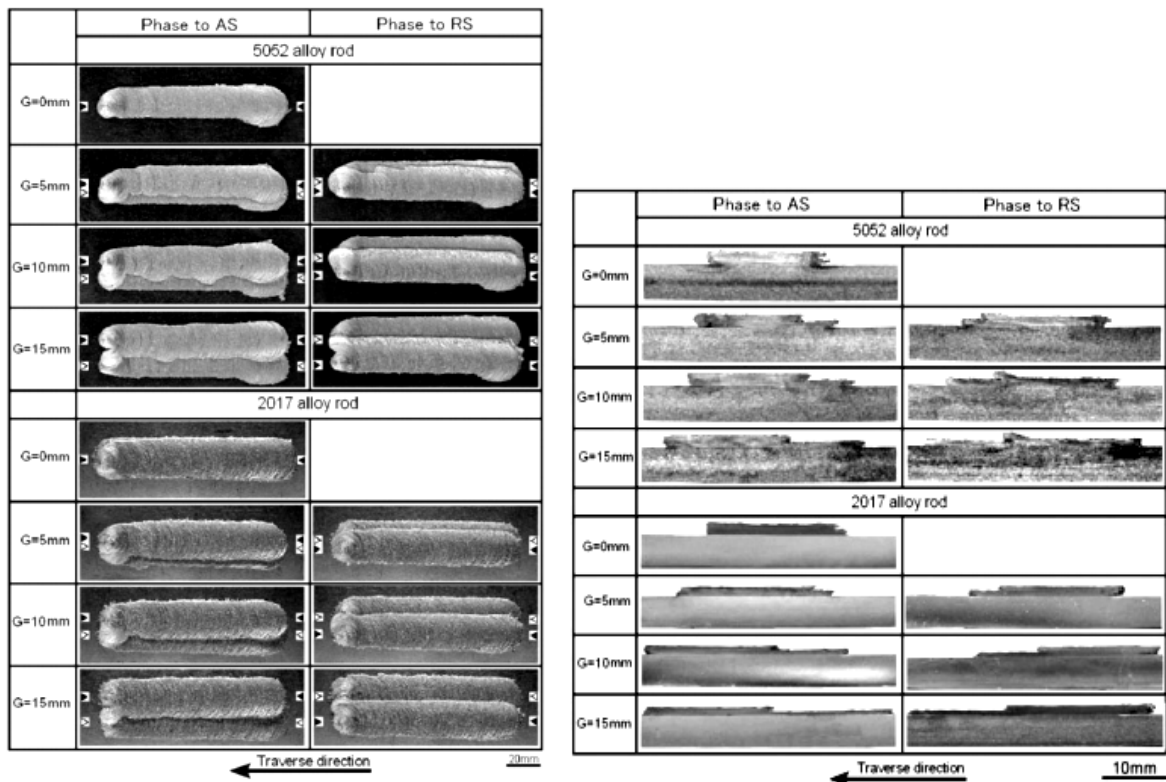


Figura 2.12 Figura à esquerda mostra as macrografias de topo dos depósitos e na figura à direita macrografias no sentido transversal, onde o lado de avanço é AS e o lado de recuo é RS (TOKISUE 2005).

As ligas de alumínio são muito empregadas devido as suas características de baixo peso e alta resistência mecânica, porém estas ligas apresentam propriedades tribológicas baixas, limitando assim o seu uso onde se requer resistência ao desgaste abrasivo, por erosão, cavitação e ao desgaste de contato metal-metal. Pensando nisso, Reddy et al (REDDY 2009) pesquisaram a deposição superficial por fricção de uma liga de alumínio AA 2124 reforçada com SiC (MMC – Metal Matrix Composites) em um substrato de uma liga de alumínio fundida A356 objetivando aumentar a resistência ao desgaste e a corrosão deste substrato. Neste trabalho os autores concluíram que o MMC (AA 2124 – SiC) pode ser depositado no substrato de Al A356 sem perder suas características, aumentando a resistência ao desgaste e a corrosão. A tabela 2.2 mostra os dados obtidos nos ensaios de desgaste e de corrosão (método de polarização potenciodinâmica).

Tabela 2.2 Resultados dos ensaios de desgaste e corrosão (adaptado de REDDY 2009).

<b>Materiais</b>	<b>Taxa de Desgaste (mm/s)</b>	<b>E<sub>pit</sub> (mV)</b>
Liga A356 como fundida	0,216	- 732
Liga A356 com tratamento térmico T6	0,103	- 688
Liga AA 2124-SiC MMC	0,0197	-
Depósito de AA 2124-SiC MMC	0,003	- 675

Os pesquisadores indianos Rafi et al (RAFI 2010) em trabalho recente, depositaram o aço ferramenta AISI H13 em um substrato de aço baixo carbono AISI 1020, verificando a influência dos parâmetros de velocidade de rotação e velocidade de avanço do pino consumível sobre a qualidade e dimensão do depósito quanto a largura, espessura e resistência a adesão do depósito no substrato. Foram realizadas duas séries de depósitos, sendo que na primeira série fixou-se a velocidade de avanço do substrato e a força axial, variando a velocidade de rotação do pino consumível, enquanto que na segunda série, foram fixados a velocidade rotacional do pino consumível e a força axial, variando a velocidade de avanço do substrato.

A figura 2.13 mostra a influência da velocidade de rotação do pino consumível, onde foi observada uma descoloração do depósito (oxidação devido as altas energia de soldagem) em rotações maiores que 1200 rev/min. Em rotações maiores os depósitos apresentaram largura menores, que pode ser explicado pelo conceito do “plano real de contato rotacional” que é o plano de contato instantâneo entre o pino consumível e o substrato durante o processo de deposição por fricção, sendo através deste plano que ocorre a transferência do metal do pino para o substrato. Esta área do plano real de contato diminui com o aumento da

velocidade de rotação do pino consumível e, conseqüentemente, diminui a largura do depósito. Entretanto, a superfície dos depósitos com rotações maiores apresentaram-se mais lisas (segundo o pesquisador devido ao aumento da frequência de transferência de material). Quanto a espessura dos depósitos a velocidade de rotação não apresentou influência significativa, onde para rotação a 800 rev/min a espessura foi de 1,3 mm e para rotação de 2400 rev/min a espessura foi de 1 mm, por outro lado, a espessura diminui consideravelmente quando a velocidade de avanço é aumentada ( $V_a = 4,4 \text{ mm/s} - e = 1,35 \text{ mm}$ ,  $V_a = 1,2 \text{ mm/s} - e = 2,7 \text{ mm}$ ).

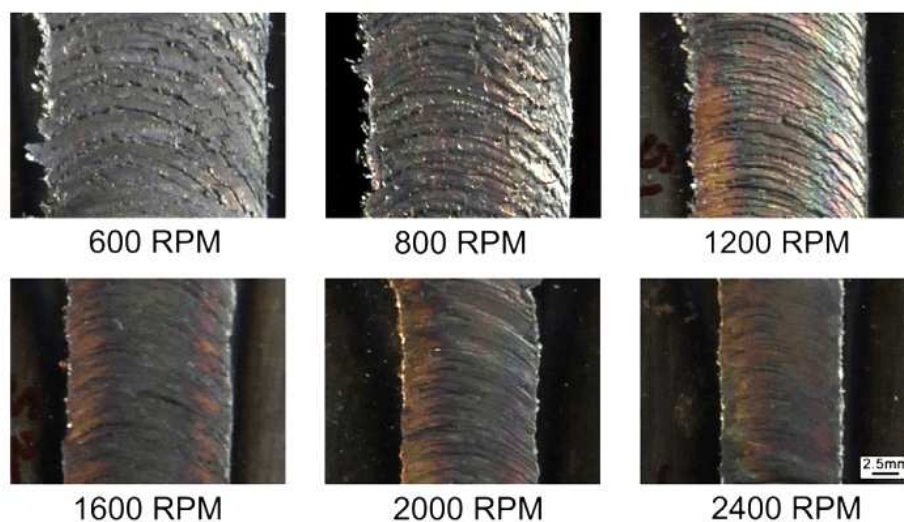


Figura 2.13 Imagem mostrando a aparência dos depósitos realizados mudando a velocidade de rotação do pino consumível (RAFI 2010).

Em pesquisas recentes verifica-se a preocupação em conhecer mais a fundo os princípios físicos e mecânicos que regem o processo de deposição superficial por fricção bem como o campo da temperatura local do processo, pois até então as pesquisas visaram mais estabelecer a influência dos parâmetros de soldagem na qualidade do depósito.

O interesse em conhecer melhor o processo e as temperaturas envolvidas no mesmo, mostrou que os processos de soldagem por fricção não são completamente no estado sólido e que em alguns casos podem ocorrer o fenômeno de fusão parcial como foi observado no trabalho de Ouyang et al (OUYANG 2006) quando este soldou com o processo de “*Friction Stir Welding-FSW*” uma chapa de uma liga de alumínio AA 6061 em uma chapa de cobre (99% de pureza). Este fenômeno também foi observado na pesquisa de Wert (WERT 2003) quando soldou, também por *FSW*, uma chapa de alumínio AA 2024 em uma chapa de alumínio AA 2024 reforçada com 20% de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (*MMC*).



Liu et al (LIU 2008) em suas pesquisas modelaram as temperaturas envolvidas em uma deposição de um aço inoxidável AISI 321 em um substrato de aço carbono SAE 1020. Para isso utilizaram termopares ao longo do pino consumível com espaçamento de 10 mm entre eles. Através das análises concluíram que pode ser utilizada a teoria da fusão de contato (contact melting theory) para melhor entender como ocorrem os mecanismos de transferência do depósito.

Segundo Liu et al (LIU 2008), no processo de deposição por fricção uma alta velocidade de fricção ocorre entre as superfícies de fricção, onde no início do processo a fricção é considerada como fricção a seco (*dry friction*) e o sistema nesta fase apresenta-se instável, porém em um curto período de tempo é produzida uma grande quantidade de calor por fricção. Como o tempo de difusão é muito curto, a grande quantidade de calor gerado neste período não dissipa, fazendo com que a energia se concentre em um espaço muito pequeno, desta forma a temperatura sobe rapidamente resultando em um grande gradiente de temperatura, o qual leva então a adesão do depósito. Parte dessa área pode alcançar temperaturas próximas ao ponto de fusão do pino consumível, tornando o material na superfície de fricção viscoso e a fricção transforma-se de fricção a seco para fricção lubrificada. Além disso, a torção de fricção diminui rapidamente e o sistema torna-se estável e, com isso, resultando na formação de uma camada quase líquida (*quasi-liquid layer*), conforme mostra o desenho da figura 2.14. Esta camada contínua converte-se no substrato na forma de um depósito contínuo.

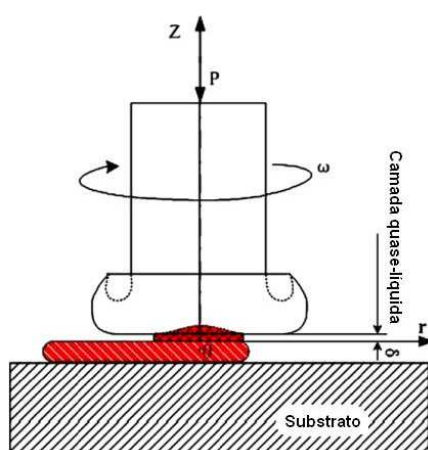


Figura 2.14 Desenho esquemático do modelo físico do pino consumível no processo de deposição superficial por fricção (adaptado de LIU 2008).

Outro fenômeno observado neste trabalho foi mediante a interrupção do processo. Foi verificado que o pino consumível apresentava na sua ponta uma concavidade ao centro do pino com aspecto liso (conforme mostra a figura 2.15) e sem evidências de fricção a seco e

adesão, o que mostra que a fricção ocorreu entre o sólido e um líquido viscoso, desta forma demonstrando a existência da camada quase-líquida. Além disso, a concavidade ao centro do pino indica que ocorre a concentração de energia nesta área, que é o resultado do balanço de energia do calor produzido pela fricção e a difusão.



Figura 2.15 Figura mostrando a parte inferior de um pino consumível após o processamento mostrando a concavidade ao centro. A figura inferior mostra um corte longitudinal do pino, onde se observa a concavidade ao centro (LIU 2008).

Rafi et al (RAFI 2010) em seus estudos também observaram a formação da concavidade ao centro do pino. No entanto realizaram um exame microestrutural mais detalhado na região e não observaram nenhum sinal de fusão incipiente. Os autores propuseram uma explicação alternativa da formação desta concavidade baseada na formação do vortex, fenômeno bem conhecido na mecânica dos fluídos. Esta idéia foi baseada na observação de que em todos os depósitos realizados por fricção mostravam uma forma espiral ao fim do depósito, conforme mostra a figura 2.16.

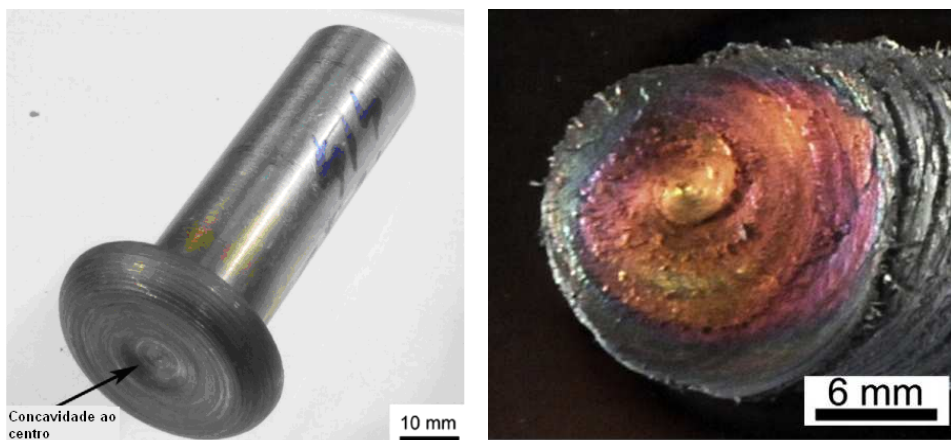


Figura 2.16 Figura à esquerda mostra o pino consumível após o processamento apresentando a concavidade ao centro. Na figura à direita mostra o fim de um depósito mostrando a forma espiral (RAFI 2010).

Em outro estudo Liu et al (LIU 2009) modelaram o campo de temperaturas no pino consumível do processo através do método de diferença finita. Liu citou a tese de Yao (YAO 2001), onde este calculou a energia de calor de fricção na interface de fricção como a integral da fórmula a seguir.

$$Q = \int_0^R \frac{\mu n F}{20R_p^2} r \sqrt{1 - \left(\frac{r}{R_p}\right)^2} 2\pi r dr = \frac{\pi^2 R_p}{160} \mu n F \quad 2.3$$

Onde:

$R_p$  = raio do pino consumível (mm)

$\mu$  = coeficiente de fricção entre o pino consumível e o substrato

$n$  = velocidade de rotação do pino consumível (rev/min)

$F$  = força axial (N)

Na qual temos um fator de forma dado por  $\frac{\pi^2 R_p}{160}$  e  $nF$  como fator do processo.

Liu citou também o trabalho de Zhang et al (ZHANG 1998) onde este mostrou que o calor de fricção distribuído no pino consumível é dada pela seguinte equação conforme ilustra a figura 2.17:

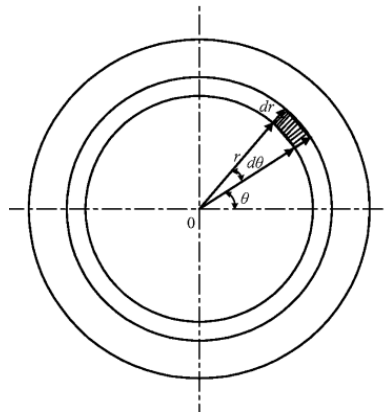


Figura 2.17 Micro elementos na interface de fricção (LIU 2009).

$$q_c = \eta_1 q(r) \quad 2.4$$

Onde:

$$\eta_1 = \frac{\sqrt{\lambda_1 / \rho_1 c_1}}{\sqrt{\lambda_1 / \rho_1 c_1} + \sqrt{\lambda_2 / \rho_2 c_2}} \quad 2.5$$

Onde:

-  $\lambda_1$  e  $\lambda_2$  = a condutividade térmica do pino consumível e do substrato, respectivamente em (w/(cm<sup>o</sup>C));

-  $\rho_1$  e  $\rho_2$  = densidade de massa do pino consumível e do substrato, respectivamente em (g/cm<sup>3</sup>);

-  $c_1$  e  $c_2$  = capacidade de calor específico do pino consumível e do substrato, respectivamente em (J/(g °C));

E  $q(r)$  é dado pela seguinte equação:

$$q(r) = \frac{\mu n F}{20 R_p^2} r \sqrt{1 - \left(\frac{r}{R_p}\right)^2} \quad 2.6$$

Onde:

-  $r$  = raio do pino consumível em determinado ponto medido (*inner radius*) (mm)

A comparação dos resultados da simulação com os valores medidos foram menores que 10 %, conforme se pode observar no gráfico da figura 2.18. A figura 2.19 mostra o perfil de temperatura da região central do pino consumível em diferentes tempos de processamento da fase inicial do processo, onde observaram que no início da fricção o perfil de temperatura tem um formato de “M” (figura 2.19 a) e depois de algum tempo, em torno de 37 s, quando estabiliza o processo e a temperatura praticamente fica homogênea e todo o perfil do pino, passa apresentar um leve formato de “V” (figura 2.19 d).

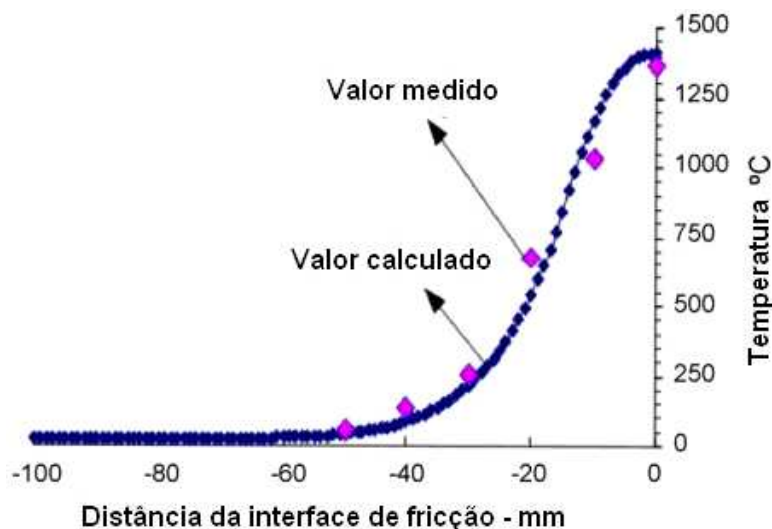


Figura 2.18 Gráfico mostrando os resultados medidos e experimentais (F = 4000 N, Nr = 1825 rev/min e tempo de processamento = 37 s – adaptado de LIU 2009).

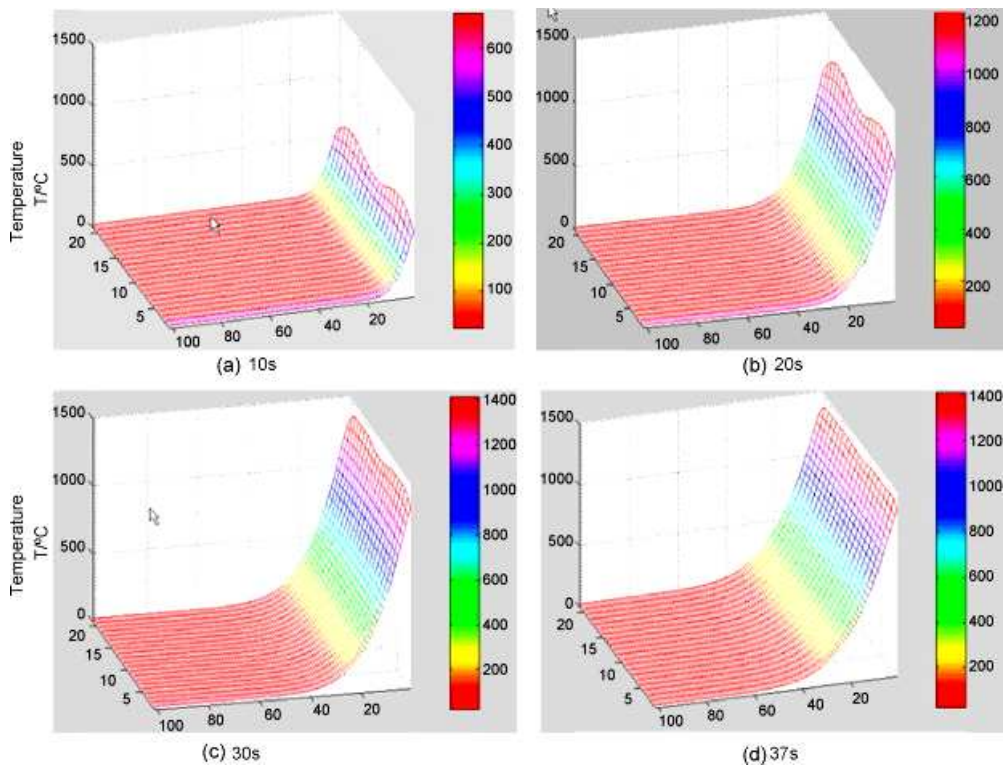


Figura 2.19 Gráfico mostrando o perfil de temperatura na seção central do pino consumível em diferentes tempos ( $F = 4000 \text{ N}$  e  $Nr = 1825 \text{ rev/min}$  - LIU 2009).

Vitanov et al (VITANOV 2010) em estudos recentes, pesquisaram o uso de equipamentos do tipo CNC (Controle Numérico Computadorizado) para aplicações práticas do processo de deposição superficial por fricção. Além disso, entender as influências dos parâmetros de soldagem, considerados como parâmetros de entrada, como: velocidade de rotação do pino consumível, taxa de deposição do pino, velocidade de avanço de deposição e força axial aplicada na qualidade do depósito como resistência e espessura do depósito utilizando técnicas matemáticas e estatísticas (ANOVA) os quais denominaram de *RSM* (*Response Surface Methodology* - Metodologia da Superfície de Resposta).

Para estas pesquisas utilizaram como substrato chapas de aço inoxidável AISI 316 e como pino consumível a liga a base de cobalto (Stellite 6). Os autores também pesquisaram o campo térmico do processo, onde, através do uso do modelamento térmico por elementos finitos (*FEM thermal modeling*), conseguiram obter uma aproximação em limites aceitáveis com uma diferença em torno de 18% entre os valores medidos com termopares e os valores simulados, conforme mostra a figura 2.20. Ao final, concluíram que podem ser utilizados modelamentos numéricos validados para obter a temperatura de interface de ligação pino/substrato, bem como estabelecer relações entre os parâmetros de entrada, temperatura de interface e os resultados do processo (resistência, espessura e largura do depósito).

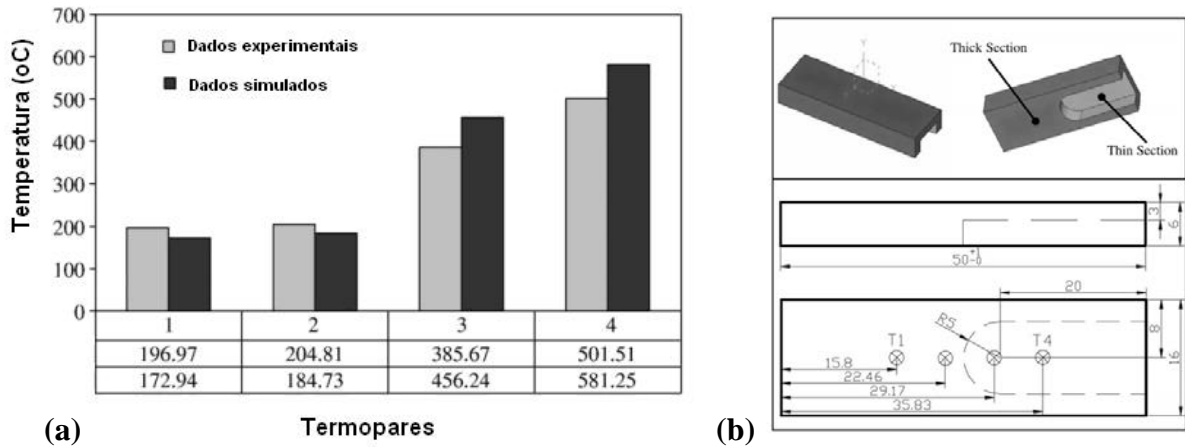


Figura 2.20 Figura (a) mostra o gráfico dos resultados obtidos pela medição com termopares e o simulado por elementos finitos, a figura (b) mostra a localização dos termopares no substrato (adaptado de VITANOV 2010).

### 2.3 Processo de Deposição Superficial por Fricção

O processo de deposição superficial por fricção foi desenvolvido como uma técnica alternativa para recobrimentos superficiais resistentes ao desgaste e/ou a corrosão e consiste em um processo de soldagem que ocorre no estado sólido, ou seja, não há fusão dos metais (substrato e pino consumível). Um pino consumível é utilizado para produzir o depósito no componente ou estrutura desejado (substrato). Inicialmente o pino consumível é submetido a um movimento rotacional desejado sendo, logo após, colocado em contato com o substrato sob uma elevada força axial, dando início ao processo de fricção. O calor gerado pela fricção entre o consumível e o substrato faz com que ocorra o aquecimento, logo a plastificação do consumível. Após ocorrer a plastificação, o substrato ou o consumível é submetido a um movimento transversal relativo (avanço) fazendo com que ocorra o depósito de uma camada do consumível no substrato (NICHOLAS 1986, BEDFORD 1990, NICHOLAS 1992 e THOMAS 1994).

A camada depositada caracteriza-se pela microestrutura refinada devido ao processo de recristalização dinâmica semelhante ao forjamento à quente e com excelente adesão metalúrgica devido à difusão (facilitada pela temperatura elevada) e adesão mecânica junto à interface do depósito com o substrato e isenta de alguns defeitos comuns em processos de soldagem por fusão como: vazios, porosidades e inclusões (BEDFORD 1990).

A figura 2.21 mostra um desenho esquemático do processo de deposição por fricção.

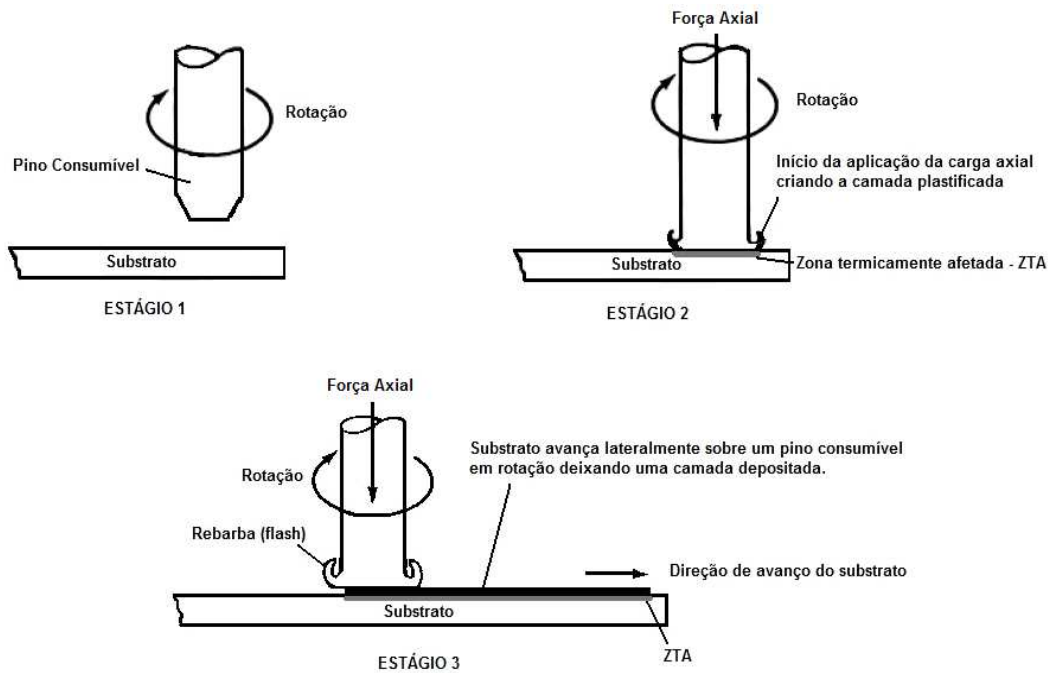


Figura 2.21 Desenho esquemático do processo de deposição superficial por fricção (adaptado da ASM 1992).

Outra característica comum ao processo é a presença de uma pequena região nas bordas do depósito que não adere ao substrato, também conhecida como solda fria (*undercut*, *cold lap*). Este fato ocorre em ambos os lados, lado de avanço (lado onde o movimento de rotação do pino e o movimento de deslocamento do substrato são para o mesmo lado) e lado de recuo (é o lado onde a rotação do pino e o deslocamento do substrato é em direção oposta). Geralmente, o tamanho desta região, em ambos os lados, é menor que 10% do tamanho da largura do depósito (BEDFORD 1990 e RAFI 2010). A figura 2.22 mostra a região de solda fria de um depósito realizado nesta tese a fim de ilustrar o fenômeno.

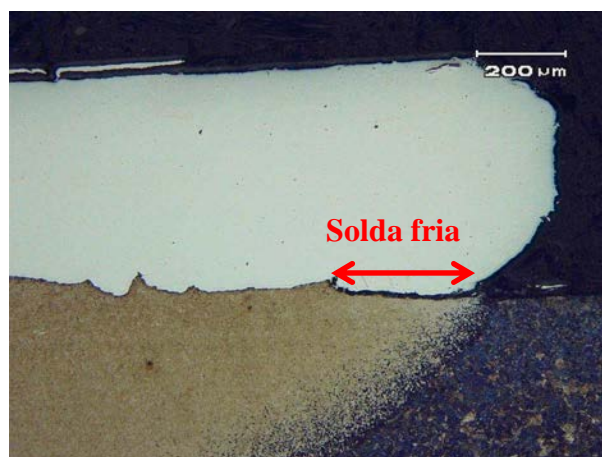


Figura 2.22 Micrografia em microscópio óptico mostrando a região de solda fria (*undercut*, *cold lap*) na borda do depósito (Micrografia realizada pelo autor da Tese).

A espessura do depósito pode variar de 0,5 a 6 mm, a qual dependerá do diâmetro do pino consumível, do material a ser depositado e da capacidade de carga do equipamento utilizado (BEDFORD 1990).

Em relação aos processos de soldagem onde há fusão do metal de base e *termospray*, a deposição por fricção apresenta algumas vantagens, pois o processo é considerado limpo, não desprende fumos tóxicos e respingos, a diluição é considerada como desprezível (em torno de 20  $\mu\text{m}$ ) e a zona afetada termicamente (ZTA) é estreita. Adicionalmente o aproveitamento da energia é eficiente e o calor gerado é utilizado somente aonde é necessário (BEDFORD 1990).

O TWI em suas pesquisas desenvolveu alguns dispositivos para diminuir o efeito da formação da rebarba através do uso de elementos de restrição e de corte desta rebarba durante o processamento. Adicionalmente desenvolveram dispositivos para alimentação contínua do consumível a fim de aumentar a produtividade da deposição, pois até então o comprimento dos pinos consumíveis são em torno de 100 mm, fazendo que ocorra a interrupção do processo para a troca do pino. A figura 2.23 mostra o desenho esquemático de dois dispositivos testados (ANDREWS 2007).

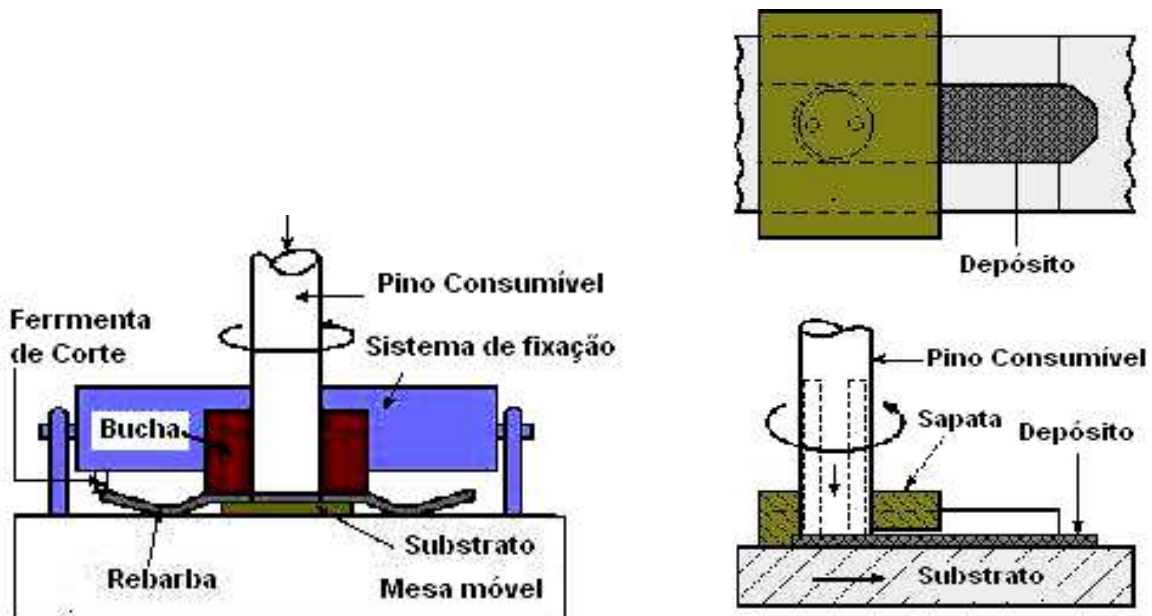


Figura 2.23 Dispositivos testados para restrição da rebarba (adaptado de ANDREWS 2007).



## 2.4 Influência dos Parâmetros do Processo de Deposição Superficial por Fricção

Os principais parâmetros do processo de deposição superficial por fricção são:

- Diâmetro do pino consumível;
- Velocidade de avanço do substrato;
- Força axial aplicada;
- Velocidade de rotação do pino consumível.

Segundo os diversos trabalhos publicados fica difícil chegar a um consenso da influência dos parâmetros relacionados ao processo, pois nem todos os trabalhos foram realizados nas mesmas condições e parâmetros. Porém dos resultados destes trabalhos publicados podem ser retiradas algumas conclusões e que na maioria foram coerentes. Sabe-se que os parâmetros de deposição por fricção têm uma grande influência nas dimensões do depósito conforme pesquisaram Shinoda et al (SHINODA 1996 e SHINODA 1998), Li et al (LI 2000), Vitanov et al (VITANOV 2000, VITANOV 2001 e VITANOV 2010) e Rafi et al (RAFI 2010).

### 2.4.1 Diâmetro do pino consumível

Quanto ao diâmetro do pino consumível pode-se dizer que o mesmo determina a largura do depósito, ou seja, quanto maior o diâmetro do pino mais largo será o depósito, porém quanto maior o diâmetro deste pino maior terá de ser a potência do equipamento de deposição conforme se podem observar as equações de torque (M) e potência (N), equações 2.7 e 2.8 respectivamente. Dessa forma o diâmetro do pino consumível será limitado pela potência do equipamento (adaptado de MITEA 1998).

$$M = 2\pi\mu Pr^3 \quad 2.7$$

Onde:

$$\pi \approx 3,1415\dots$$

$\mu$  = coeficiente de atrito do pino consumível

$P$  = pressão aplicada (MPa);

$r$  = raio do pino (mm).

$$N = 2,7nM \quad 2.8$$

Onde:

$n$  = velocidade de rotação (rev/min)

$M$  = torque (N.m)

### 2.4.2 Velocidade de avanço do substrato

Segundo as pesquisas de Vitanov et al (VITANOV 2000 E VITANOV 2001) aumentando a velocidade de avanço ( $V_a$ ) do substrato ocorre uma diminuição da largura, da espessura e da ZTA do depósito e aumento da eficiência do pino. Van Kalken (VAN KALKEN 2001) em seu trabalho confirmou as afirmações acima, conforme mostram os gráficos da figura 2.24.

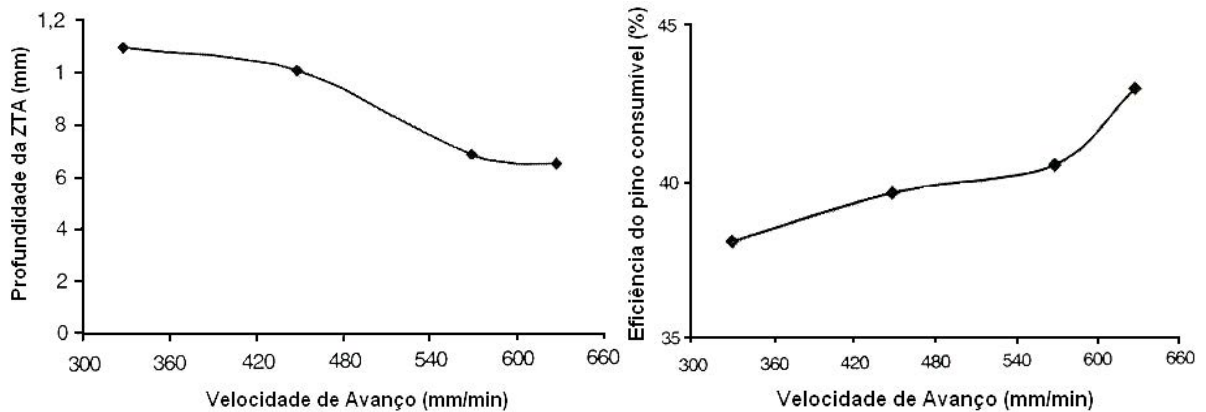


Figura 2.24 Profundidade de ZTA e eficiência do pino consumível em função da velocidade de avanço do substrato (adaptado de VAN KALKEN 2001).

De acordo com as pesquisas de Vitanov et al (VITANOV 2000), Shinoda et al (SHINODA 1996 e SHINODA 1998) e Van Kalken (VAN KALKEN 2001) estes fenômenos podem ser explicados pelo fato de ao aumentar a velocidade de avanço menor será o tempo de deposição, com isso menor será o tempo de contato do pino ao substrato diminuindo assim a largura e a espessura do depósito bem como a energia de soldagem, conseqüentemente, diminuindo também a profundidade da ZTA.

Vitanov et al (VITANOV 2001) mostraram que variando a velocidade de avanço do substrato ocorrem variações significativas na espessura e largura do depósito, conforme ilustra a figura 2.25. Com o aumento da velocidade de avanço observa-se que diminui a espessura e largura do depósito.

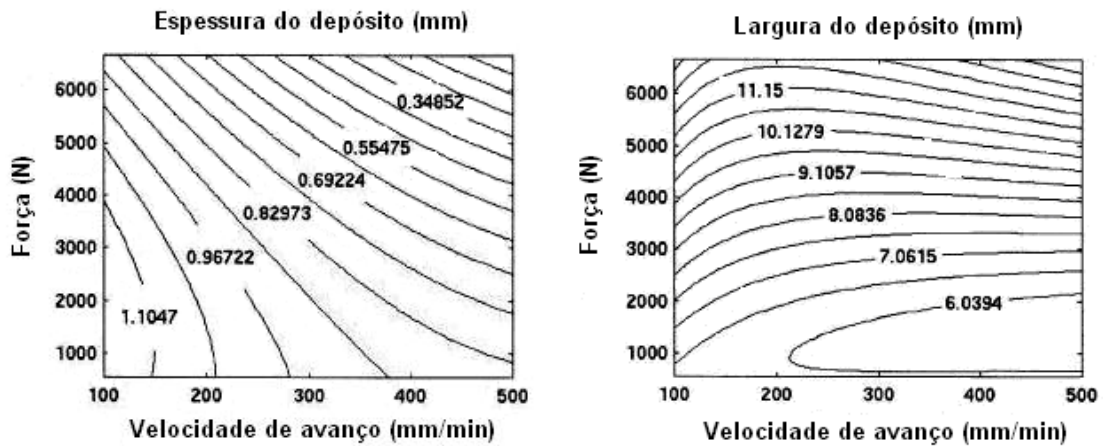


Figura 2.25 Espessura e largura do depósito em função da velocidade de avanço do substrato (adaptado de VITANOV 2001).

Rafi et al (RAFI 2010) observaram que com o aumento da velocidade de avanço do substrato ocorre uma diminuição significativa da espessura do depósito, com uma leve diminuição da largura do depósito, conforme pode-se observar na figura 2.26.

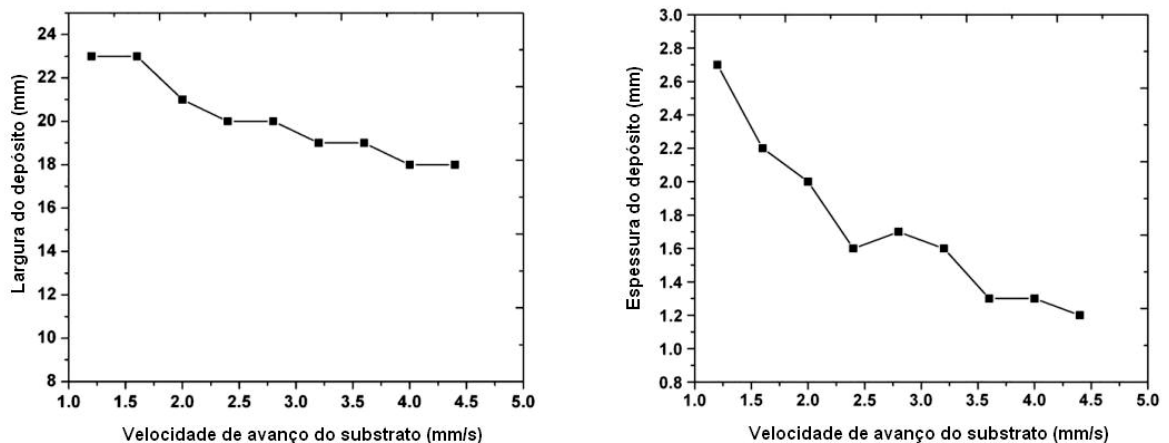


Figura 2.26 Largura e espessura do depósito em função da velocidade de avanço do substrato (adaptado de RAFI 2010).

### 2.4.3 Força axial

A força axial é um dos parâmetros de maior importância neste processo, pois com o aumento da força aplicada aumenta proporcionalmente a resistência à adesão do depósito e, consequentemente, diminui a área de solda fria (VITANOV 2000). Por outro lado, com o aumento da força aplicada diminui a espessura e aumenta a largura do depósito (SHINODA 1996, SHINODA 1998 e VITANOV 2000). A figura 2.27 mostra alguns resultados apresentados no trabalho de Shinoda et al (SHINODA 1998). Este parâmetro também pode ser expresso por pressão ou carga axial.

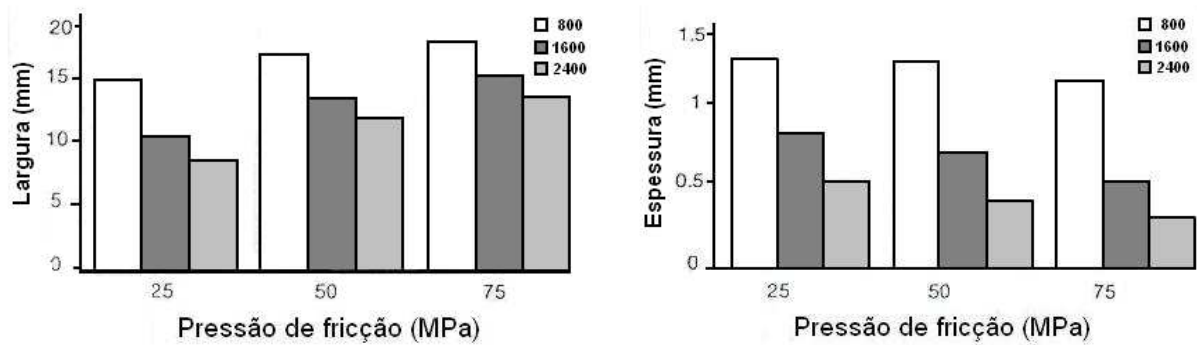


Figura 2.27 Gráficos mostrando o efeito da pressão e velocidade de rotação (em rev/min) do pino consumível na largura e espessura do depósito (adaptado de SHINODA 1998).

Com o aumento da força axial também aumenta a profundidade da ZTA como exemplifica a figura 2.28 da dissertação de Van Kalken (VAN KALKEN 2001).

Segundo Li et al (LI 2000) a eficiência do depósito diminui com o aumento da força axial aplicada, consequência da formação de um volume maior de rebarba (*flash*).

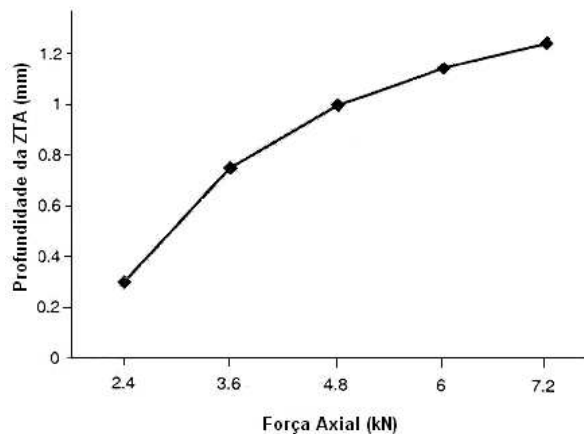


Figura 2.28 Profundidade de ZTA em função da força axial aplicada (adaptado de VAN KALKEN 2001).

#### 2.4.4 Velocidade de rotação do pino consumível

Nos estudos realizados por Shinoda et al (SHINODA 1996 e SHINODA 1998) foi demonstrado que a rotação do pino consumível influencia na energia total de soldagem, onde a energia de soldagem do pino é maior em maiores rotações (ver figura 2.29) e que a distribuição do calor entre o substrato e o pino consumível pode ser controlada pela rotação. Também observaram que a ZTA diminui com o aumento da rotação do pino consumível.

Segundo Shinoda et al (SHINODA 1996 e SHINODA 1998) e Vitanov et al (VITANOV 2000) a explicação para estes fenômenos é que com o aumento da rotação diminui a área de contato do pino consumível no substrato. Outras conclusões retiradas destes

trabalhos são que com o aumento da rotação do pino consumível diminui a dureza do depósito e também a eficiência do depósito.

Na pesquisa realizada por Rafi et al (RAFI 2010), foi constatado que aumentando a velocidade de rotação do pino consumível, mantendo a mesma força aplicada e a velocidade de avanço do substrato, diminui a largura e a espessura dos depósitos, conforme se observa na figura 2.30.

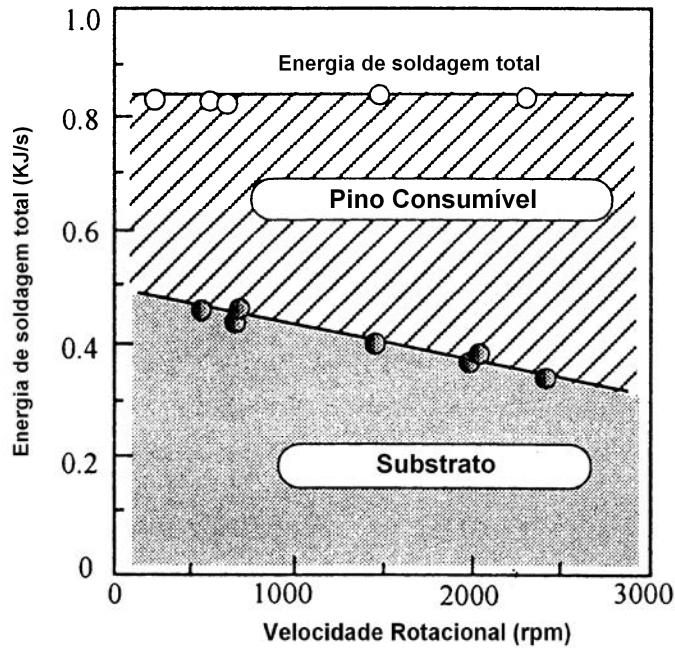


Figura 2.29 Gráfico mostrando a distribuição da energia de soldagem no pino consumível e no substrato em relação a rotação do pino consumível (adaptado de SHINODA 1998).

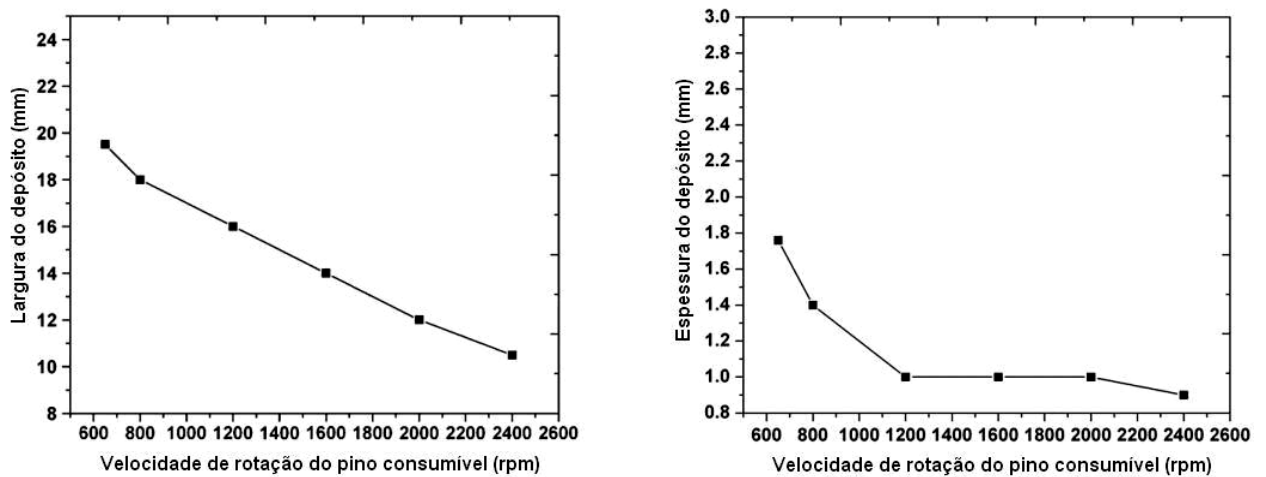


Figura 2.30 Gráficos mostrando a influência da velocidade de rotação do pino consumível na largura e espessura dos depósitos (adaptado de RAFI 2010).

## 2.5 Aplicações do Processo de Deposição Superficial por Fricção

Na literatura encontramos uma grande variedade de aplicações e geometrias utilizando o processo de deposição superficial por fricção, conforme ilustra a figura 2.31. O processo foi utilizado com sucesso em recuperação de componentes desgastados, em componentes sujeitos ao desgaste e a corrosão.

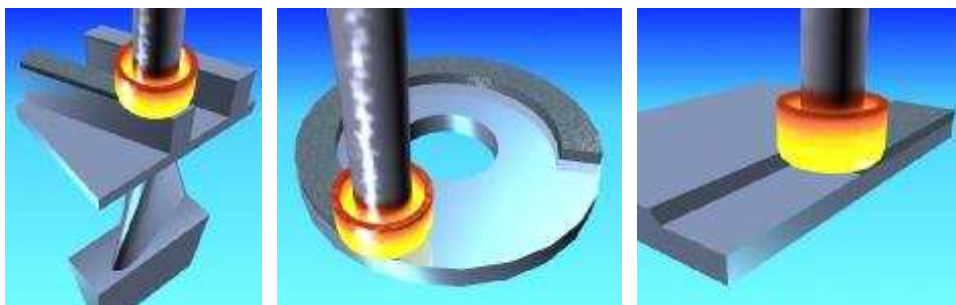


Figura 2.31 Desenho esquemático de alguns tipos e geometrias que podem ser recuperadas pelo processo de deposição por fricção (NICHOLAS 2005).

Entre estas aplicações pode-se exemplificar:

- Recuperação de eixos, deposição de metal duro em componentes e equipamentos agrícolas, recuperação de buchas de mancais deslizantes, deposição de camada dura para aumento da resistência ao desgaste em equipamentos de gás e óleo; reparo em componentes de aço ligado com aço baixo carbono, deposição para proteção contra corrosão de aço inoxidável AISI 316 e liga à base de níquel (Inconel 625) em componentes de aço baixo carbono e aço inoxidável AISI 316, depósitos resistentes ao desgaste utilizando ligas à base de cobalto (Stellite 6 e 12) e à base de níquel (Hastelloy CW-12M-1) em componentes de aço inoxidável AISI 316, reparo de componentes em liga de alumínio (liga com 4% de Cu) utilizando o mesmo material para reparo (Al-4%Cu), reparo de componente em liga de titânio (Ti-6Al-4V) utilizando o mesmo material para reparo (Ti-6Al-4V), depósitos de aços ferramentas (AISI D2 e H13) em substratos de aço médio carbono, recuperação de palhetas de turbinas desgastadas, recuperação de defeitos superficiais e em pontos gastos em trilhos ferroviários (NICHOLAS 1986 e NICHOLAS 1992);

- Endurecimento superficial em componentes utilizados para corte (como guilhotinas, facas) de materiais não-metálicos, papel, plástico e indústria têxtil (BEDFORD 1990, THOMAS 1994 e NICHOLAS 1992);

- Deposição de camada de material duro em lâminas para patins de hockey no gelo, deposição de camada dura com ligas à base de cobalto (Stellite) em sede de válvulas e deposição em partes de bombas sujeita ao desgaste com aço inoxidável AISI 431, com ligas à base de cobalto (Stellite) e ligas à base de níquel (Inconel 625) (BEDFORD 1990).

## 2.6 Mecanismos de Aderência do Depósito

No estudo de um sistema depósito/substrato o conhecimento dos mecanismos que atuam na adesão e nas interfaces envolvidas é muito importante, e que, juntamente com as características dos depósitos e substrato, definem tanto o desempenho dos depósitos como o modo e forma que o mesmo possa falhar.

Os mecanismos de adesão podem ser divididos em três tipos: ancoramento ou chaveamento mecânico, ligações físicas e ligações químicas. Em todos os sistemas depósito/substrato estes mecanismos, individualmente ou em conjunto, são responsáveis pela adesão, sendo que geralmente há o domínio de um destes mecanismos (WEISS 1995 e FROEHLICH 2003). A figura 2.32 ilustra estes três tipos de mecanismos.


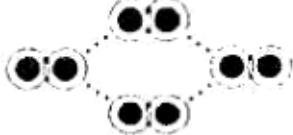



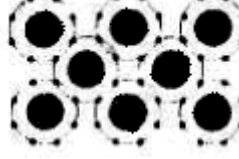

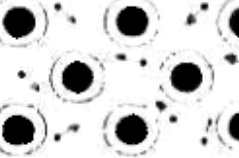
Ancoramento Mecânico	Ligações Físicas	Ligações Químicas
<p><b>Aumento da área de contato</b></p>  <p>Depósito</p> <p>Substrato</p>	<p><b>Ligações de Van der Waals</b></p> 	<p><b>Ligações Iônicas</b></p> 
<p><b>Ancoramento por fricção</b></p>  <p>Depósito</p> <p>Substrato</p>	<p><b>Ligações por ponte de Hidrogênio</b></p> 	<p><b>Ligações Covalentes</b></p> 
<p><b>Ancoramento por engate</b></p>  <p>Depósito</p> <p>Substrato</p>		<p><b>Ligações Metálicas</b></p> 

Figura 2.32 Tipos de mecanismos de adesão (adaptado de WEISS 1995).

As forças de ancoramento/chaveamento mecânico são proporcionais ao tamanho e geometria dos sítios de travamento, os quais podem variar em sua forma como: encaixes, ranhuras, formas usinadas mecanicamente, microrugosidades produzidas por jateamento, entre outras. Dependendo da geometria resultante podem-se ter três efeitos sobre a adesão do depósito. O primeiro efeito é o aumento da área de contato com a qual as ligações químicas e/ou físicas tornam-se mais efetivas. O segundo efeito é o aumento da fricção entre o depósito

e o substrato e o terceiro efeito é uma forma de engate/chaveamento, onde o depósito e o substrato ficam entrelaçados em determinadas regiões.

As ligações físicas podem ser por forças de Van der Waals ou pontes de Hidrogênio, as quais são consideradas ligações muito fracas, onde suas interações energéticas são menores que  $50 \text{ KJmol}^{-1}$  com distâncias entre 0,3 a 0,5 nm.

As ligações químicas são as ligações de maior força e são divididas em ligações iônicas, covalentes e metálicas. As ligações metálicas tem níveis de energia entre 10 e  $260 \text{ KJmol}^{-1}$ , enquanto que as ligações iônicas e covalentes alcançam até  $1000 \text{ KJmol}^{-1}$  e distâncias da ordem de 0,1 a 0,2 nm. As forças de adesão resultantes destas energias variam entre as ligações físicas e químicas de cerca de  $500 \text{ Nmm}^{-2}$  para ligações do tipo ponte de Hidrogênio a  $5000 \text{ Nmm}^{-2}$  para as ligações químicas (WEISS 1995).

Ohring (OHRING 1992) classificou adesão do depósito no substrato pelos mecanismos de interface, dividindo-as em quatro grupos: interface abrupta, interface composta, interface difusa e interface de união mecânica, conforme ilustra a figura 2.33.

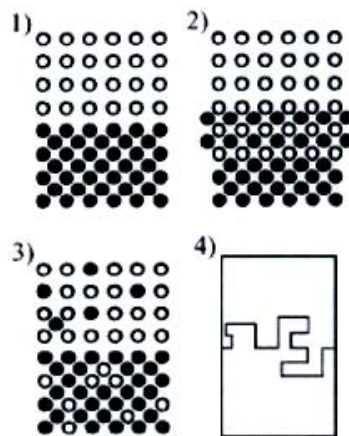


Figura 2.33 Tipos de interfaces: 1) abrupta; 2) composta; 3) difusa e 4) união mecânica (OHRING 1992).

Na **interface abrupta** não existe afinidade química e nem efeitos de difusão entre os átomos do depósito e do substrato. A interface fica limitada a uma espessura de poucas camadas atômicas, através de ligações fracas do tipo de Van der Waals, o que determina uma adesão baixa.

A **interface composta** é formada quando ocorrem reações químicas entre os átomos do depósito e do substrato, sendo as mesmas normalmente frágeis devido às tensões internas geradas pelas reações químicas com aumento de volume, desta forma somente as interfaces muito finas tem uma adesão satisfatória.



A **interface do tipo difusa** se caracteriza por uma transição gradual das propriedades de ambos os materiais envolvidos no sistema, devido à interdifusão dos materiais do depósito e do substrato obtendo assim uma interface mais espessa e alta adesão.

Na **interface com união mecânica** a adesão do depósito se dá pelo ancoramento mecânico entre a rugosidade e/ou reentrâncias estruturais da superfície do substrato e o depósito. A resistência ocorre predominantemente de forma mecânica e não através de ligações químicas.

## 2.7 Aços de Alto Carbono

Os aços de alto carbono são ligas de ferro que contém de 0,60 a 1,00% de carbono com o manganês na faixa de 0,60 a 0,90%, (embora alguns pesquisadores considerem a partir de 0,5% de carbono). Estes aços são utilizados onde se necessita propriedades mecânicas e resistência ao desgaste elevadas. Face a estas propriedades estes materiais são utilizados em molas, arames de alta resistência, em trilhos ferroviários, rodas ferroviárias, eixos e em componentes de máquinas agrícolas, entre outras tantas aplicações.

Quando se quer um aço com alta ductilidade, tenacidade e boa soldabilidade utilizam-se aço com baixos teores de carbono, por outro lado um material de alta resistência, alta dureza, resistência a fadiga e ao desgaste utiliza-se aço com teores maiores de carbono. A figura 2.34 mostra gráficos da influência do teor de Carbono nas propriedades mecânicas.

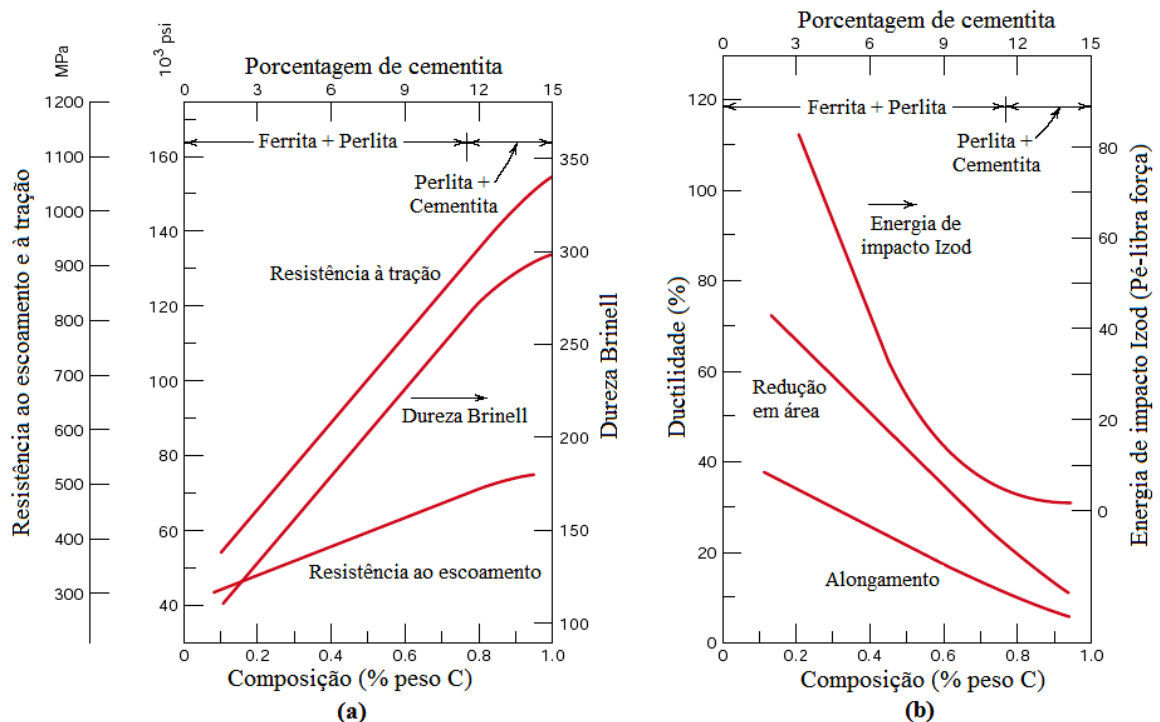


Figura 2.34 Gráficos mostrando as propriedades mecânicas dos aços ao carbono em função do teor de Carbono (CALLISTER 2000).

O que torna as ligas de Fe-C tão versáteis é o fato que o ferro puro apresenta transformação alotrópica e que o carbono em forma de solução sólida intersticial com o ferro. A medida que aumenta o teor de carbono no ferro modifica-se as temperaturas de transformação de fases (chamadas de temperaturas críticas), conforme mostra o diagrama Fe-C da figura 2.35 (CALLISTER 2000 e KRAUSS 2005).

Observando o diagrama Fe-C pode-se observar que os aços alto carbono apresenta uma larga faixa e que compreendem uma parte dos aços com composição hipoeutetóide (aços com %C < 0,77%), aços eutetóides (aços com %C = 0,77%) e uma parte dos aços hipereutetóides (aços com % C entre 0,77 e 2,11%).

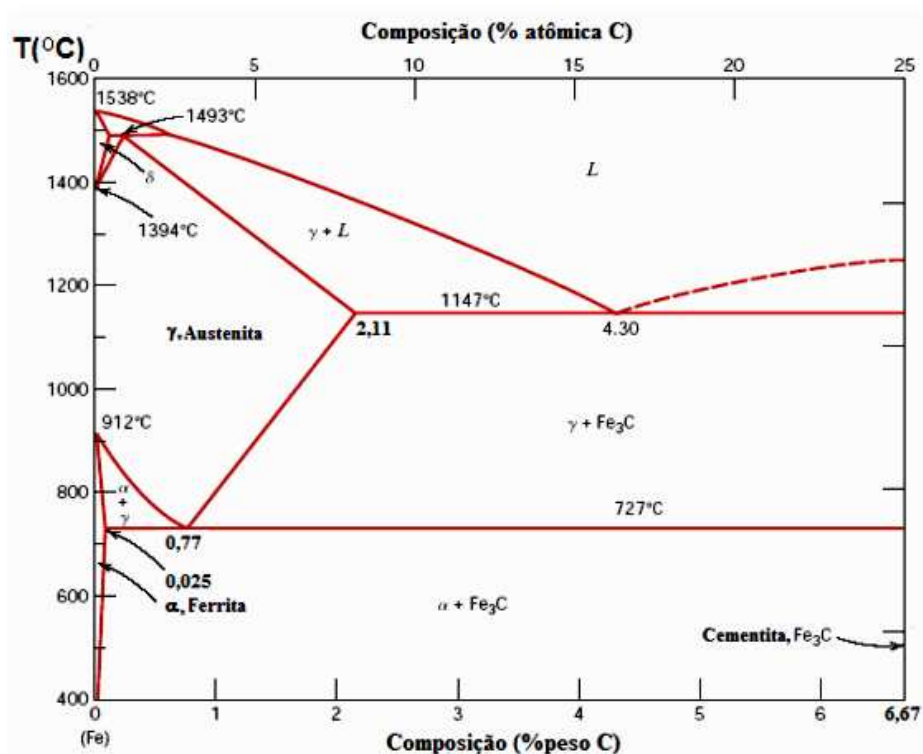


Figura 2.35 Diagrama de fases Fe-C (CALLISTER 2000).

Um dos fatores mais importante nas propriedades mecânicas e metalúrgicas dos aços ao carbono é a composição química, sendo que os elementos carbono (C) e manganês (Mn) têm a maior influência no controle da resistência, ductilidade e soldabilidade. O carbono aumenta a dureza e a resistência, mas por outro lado afeta a ductilidade e soldabilidade. Assim com a adição de pequenas quantidades de outros elementos de liga se obtêm a melhoria das propriedades dos aços mesmo de uma liga com baixo teor de carbono.

A soldabilidade dos aços ao carbono e os aços baixa liga, bem como sua susceptibilidade ao trincamento é dependente do seu carbono equivalente ( $C_{eq}$ ), que é dado pelas seguintes equações segundo a AWS (AWS 1992).

Para os aços ao carbono utiliza-se:

$$C_{eq} = \%C + \frac{(\%Mn + \%Si)}{4} \quad 2.9$$

E para os aços baixa liga:

$$C_{eq} = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{(\%Cr + \%Mo + \%V)}{5} + \frac{(\%Si + \%Ni + \%Cu)}{15} \quad 2.10$$

Quando temos o valor de  $C_{eq} < 0,35$  o material apresenta boa soldabilidade, se este valor de  $C_{eq}$  ficar entre 0,35 e 0,60 o material tem média soldabilidade, ou seja, necessita de alguns cuidados específicos e provavelmente necessitará de um pré-aquecimento para evitar trincas por hidrogênio e quando o  $C_{eq}$  for maior de 0,60, é dito que o material é mais difícil de ser soldado e necessitará de maiores cuidados antes, durante e após a soldagem, ou seja, um pré-aquecimento, controle de temperatura entre passes e um pós-aquecimento, para que não haja nenhum problema como trincamento (AWS 1982 e ASM 1993).

## 2.8 Microestruturas dos Aços ao Carbono

A figura 2.36 mostra as microestruturas que podem se desenvolver nos aços com o resfriamento lento a partir do campo austenítico. Partindo-se de uma microestrutura completamente ferrítica (aços com baixíssimo teor de C), o aumento do teor de Carbono no aço produz quantidades maiores de perlita, até que se atinja o ponto eutetóide (100% de perlita) e, a partir deste começa a se formar cementita livre ou pró-eutetóide a medida que o aço fica mais rico em Carbono.

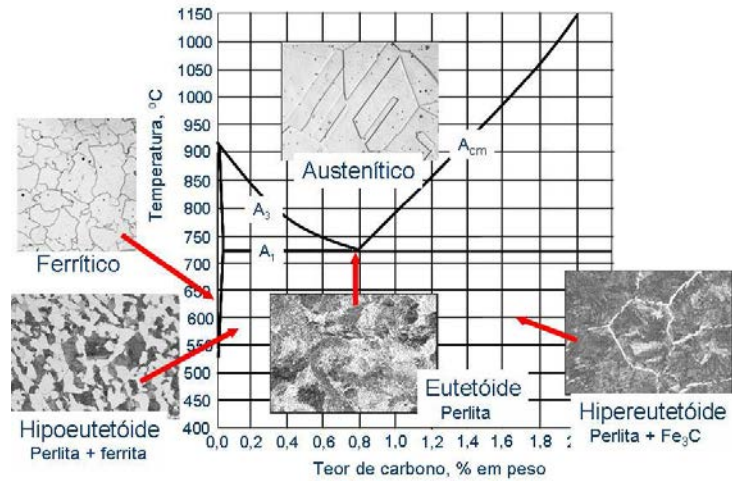


Figura 2.36 Diagrama Fe-C mostrando as microestruturas que podem ser encontradas nos aços de acordo com o seu teor de Carbono com resfriamento lento a partir do campo austenítico (KWIETNIESKY 2010).

Porém quando os aços de alto teor de Carbono são sujeitos a resfriamento mais rápido, outras microestruturas podem ser obtidas como a bainita e a martensita, microestruturas não previstas no diagrama de equilíbrio Fe-C. Desta forma foram criados diagramas de transformação isotérmica e de resfriamento contínuo, os quais levam em conta o tempo total de transformação da austenita. A figura 2.37 mostra o diagrama de resfriamento contínuo de uma liga de aço com composição eutetóide, bem como o efeito da taxa de resfriamento na microestrutura final produzida.

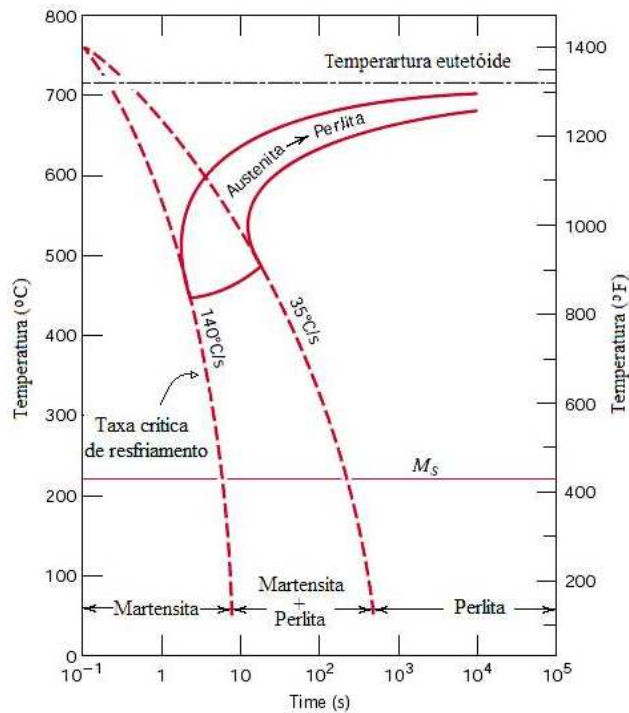


Figura 2.37 Diagrama de resfriamento contínuo de um aço com composição eutetóide, com duas curvas de resfriamento superpostas (CALLISTER 2000).

A bainita é uma mistura das fases ferrita e cementita (similar a perlita), sendo dependente da partição controlada da difusão do Carbono entre a ferrita e a cementita, porém diferentemente da perlita, a ferrita e cementita estão presentes em forma não lamelar e sim na forma de cristais de ferrita com placas descontínuas de cementita. Esta estrutura apresenta dureza e resistência mecânica similar a martensita revenida. A figura 2.38 ilustra a diferença entre os mecanismos de formação da perlita e da bainita (AVNER 1990, KRAUSS 2005 e KWIETNIESKY 2010).

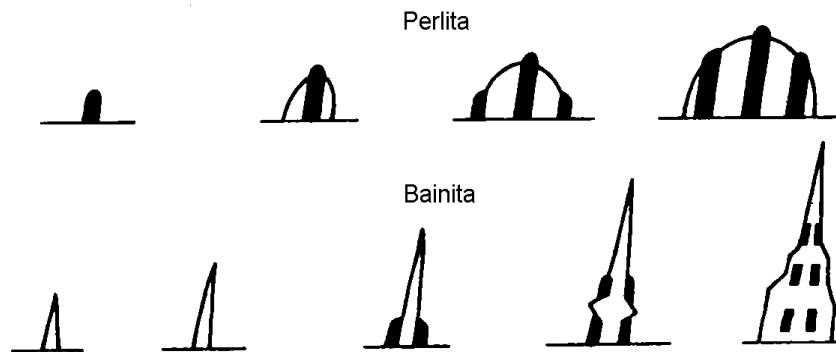


Figura 2.38 Diferença entre os mecanismos de formação da perlita e da bainita. A dificuldade de difusão do carbono faz com que os carbonetos fiquem dispersos na bainita (adaptado de AVNER 1990).

Existem duas formas principais de bainita, sendo uma chamada de bainita superior (em forma de ripas) que se forma a temperaturas logo abaixo da temperatura de formação da perlita (540°C) e a chamada bainita inferior (em forma de placas), que se forma a temperaturas menores (215°C).

Outro microconstituente formado é chamado de martensita, que é formado quando as ligas de aço ao carbono, austenitizadas, são resfriadas rapidamente até uma temperatura próxima a temperatura ambiente. Esta transformação não envolve difusão, pois esta é suprimida pelo rápido resfriamento. Desta forma os átomos de Carbono ficam presos nos interstícios octaédricos de uma estrutura cúbica de corpo centrado (CCC). A solubilidade do Carbono nesta estrutura é grandemente excedida quando a martensita se forma, produzindo uma distorção da estrutura e a criação de uma nova estrutura com forma tetragonal de corpo centrado (TCC). Devido a esta grande distorção provocada pela supersaturação de Carbono e a grande quantidade de discordâncias (defeitos cristalinos), a martensita tem como característica de apresentar alta dureza, resistência mecânica e resistência ao desgaste.

A martensita apresenta duas morfologias principais, que são na forma de ripas ou placas. Estes termos se referem a forma tridimensionais dos cristais individuais da martensita.

Estas morfologias dependem do teor de Carbono do material, conforme ilustra a figura 2.39 (KRAUSS 2005).

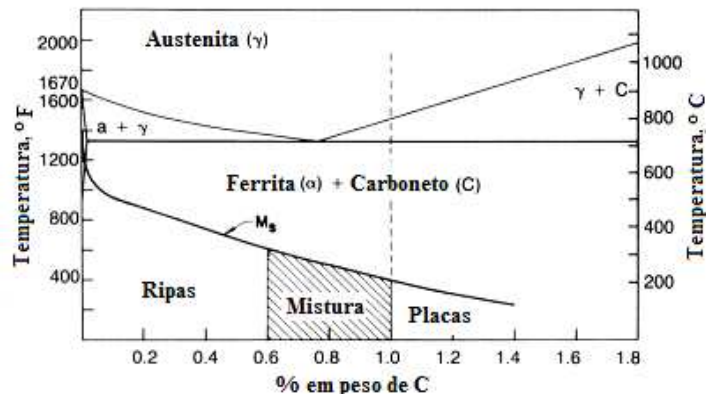


Figura 2.39 Faixas de formação de martensita em ripa e placa para ligas de aço ao carbono (adaptado de KRAUSS 2005).

A denominação das microestruturas na área de soldagem apresenta uma classificação um pouco diferente, sendo que muitos pesquisadores seguem a denominação adotada pelo IIW (IIW Doc.Nº IX-1533-88). Thewlis (THEWLIS 2004) desenvolveu uma nova classificação de microestruturas para ser utilizadas em aços ao carbono e aços baixa liga bem como para o metal de solda destes aços e da zona afetada pelo calor.

Segundo Thewlis (THEWLIS 2004), em altas temperaturas o regime de transformação de fases é de forma reconstrutiva, onde a passagem da austenita para estrutura em forma de cristais de ferrita ocorre por um processo de reconstrução envolvendo movimento de átomos através da interface de transformação  $\gamma/\alpha$  (austenita/ferrita). As principais fases e constituintes são ferrita e perlita (que não é uma fase e sim um composto de ferrita+cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ )), onde as reações tendem a ser controladas por difusão com lentas taxas.

A ferrita alotriomórfica, em materiais de baixa endurecibilidade, é usualmente a primeira fase a se formar nos contornos de grãos austeníticos durante o resfriamento abaixo da temperatura  $A_{e3}$ . Dubé et al (citado por Thewlis) considera a ferrita alotriomórfica como ferrita de contornos de grão (GBF), enquanto que a classificação do IIW é considerada como ferrita primária (PF). Na classificação do IIW a ferrita primária alotriomórfica de contornos de grão é denominada de PF(G) e são usualmente observadas nas formas de grãos poligonais ou veios, enquanto que Thewlis denomina esta fase de GB(PF). Thewlis (THEWLIS 2004) observou em alguns aços microligados a presença de uma ferrita chamada de ferrita intragranular idiomórfica (I(PF)) que nucleia não somente dos contornos de grãos austeníticos como em partículas encontradas dentro dos grãos austeníticos. A figura 2.40 mostra um desenho esquemático da formação das ferritas primárias alotriomórficas e idiomórficas.

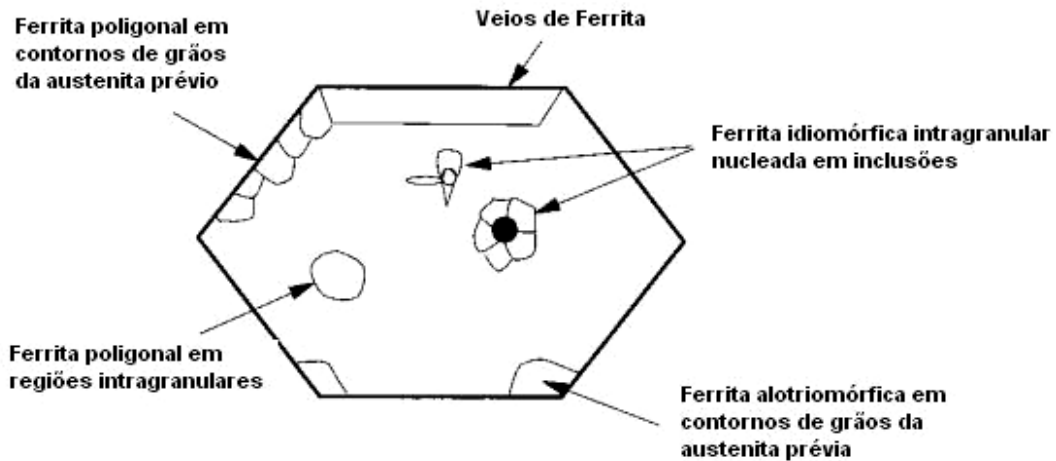


Figura 2.40 Desenho esquemático da formação das ferritas primárias alotriomórficas e idiomórficas (adaptado de THEWLIS 2004).

A transformação para a perlita pode ocorrer pelos contornos de grãos austeníticos ou a partir de uma heterogeneidade como uma inclusão. A nucleação da ferrita ou da cementita pode iniciar a transformação perlítica dependendo se o aço tem composição hiper ou hipoeutetóide. O crescimento de um nódulo de perlita de dentro de um grão austenítico prosseguirá com a formação de placas ou lamelas alternadas de ferrita e cementita. Ambas, ferrita e cementita têm uma única orientação cristalográfica dentro do nódulo de perlita. O processo que controla a taxa de crescimento da perlita é a difusão do Carbono. Em temperaturas de transformação altas a perlita é geralmente observada como nódulos de ferrita alternadas com lamelas de cementita que podem tornar-se totalmente grosseira e degenerada. Quando observadas em uma seção transversal, as lamelas podem aparecer como agregados de ferrita-carbonetos. O IIW utiliza a denominação de FC(P), onde FC quer dizer agregados ferrita-carbonetos, para descrever a perlita lamelar, perlita degenerada e perlita grosseira (THEWLIS 2004).

Em baixas temperaturas, o regime de transformação é denominado de displacivo, onde a mudança da austenita para o reticulado cristalino da ferrita ocorre por uma mudança invariável da forma do plano de tensão com uma componente de grande esforço cisalhante. A difusão de átomos de carbono intersticial pode acompanhar as transformações por cisalhamento. Se a transformação for puramente displaciva não existe movimento de átomos através da interface de transformação  $\gamma/\alpha$  (austenita/ferrita). As reações no regime displacivo tendem a ser rápidas, sendo que as principais fases que se transformam por esse tipo de regime são: Ferrita de Widmanstätten, Bainita e Martensita (THEWLIS 2004).

Quanto a formação da ferrita de Widmanstätten pode-se explicar que o mecanismo de crescimento é considerado como o envolvimento da formação simultânea de pares de placas de ferrita acomodadas mutuamente de modo que uma força motriz menor seja necessária para a transformação em relação a transformação da bainita ou martensita. As placas de ferrita crescem rapidamente em uma proporção aproximada de 10:1 resultando em um ordenamento estrutural paralelo. A ferrita de Widmanstätten não é resultado de uma transformação puramente displaciva e sim por um mecanismo de paraequilíbrio envolvendo a rápida difusão dos átomos de carbono intersticiais através da interface de avanço para a austenita remanescente durante a transformação por cisalhamento. Como é requerido um baixo superesfriamento para a formação da ferrita de Widmanstätten, microfases como austenita retida, martenista ou perlita (agregados de ferrita-carbonetos) podem se formar entre as placas de ferrita em crescimento.

A ferrita de Widmanstätten pode ser dividida em ferrita de Widmanstätten primária e secundária, sendo que a primária cresce diretamente dos contornos de grãos austeníticos prévios, enquanto que a secundária cresce a partir da ferrita alotriomórfica junto aos contornos de grãos (conforme mostra o desenho esquemático da figura 2.41). As placas de ferrita de Widmanstätten primária podem também crescer a partir de inclusões, enquanto que as placas de ferrita de Widmanstätten secundária crescem da ferrita idiomórfica intragranular. A classificação do IIW se refere a todas as formas de ferrita de Widmanstätten e de bainita como ferrita de segunda fase (FS), embora uma distinção possa ser feita na terminologia quando pode ser identificado positivamente a ferrita de Widmanstätten (ex: FS(SP)) (THEWLIS 2004).

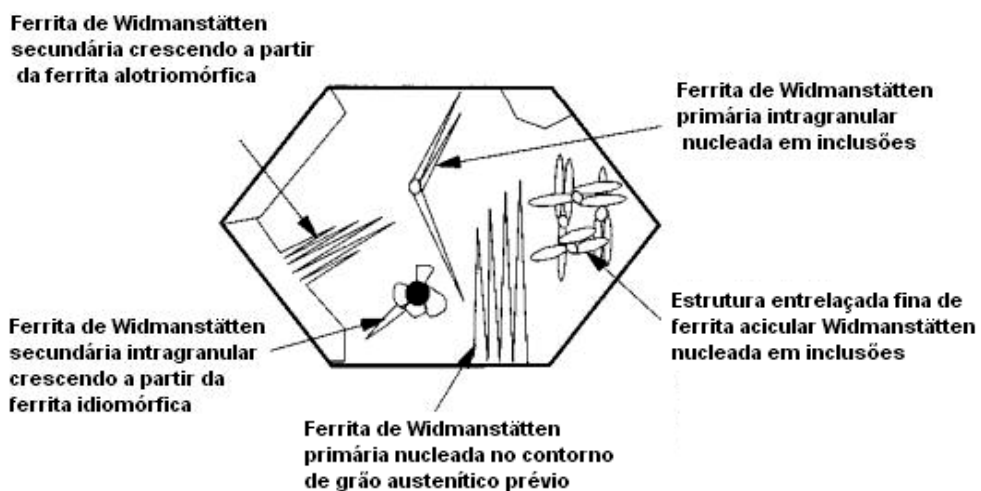


Figura 2.41 Desenho esquemático da formação das ferritas de Widmanstätten primária e secundária (adaptado de THEWLIS 2004).



A ferrita acicular nucleia em inclusões dentro dos grãos austeníticos prévios durante a transformação  $\gamma \rightarrow \alpha$ . Na classificação do IIW a ferrita acicular é denominada AF (THEWLIS 2004). A ferrita acicular é altamente desejável no metal de solda em aços baixa liga devido as suas boas propriedades de resistência e tenacidade (BADESHIA 2004).

O constituinte bainita (ferrita + carbonetos), embora comentado rapidamente anteriormente, será novamente abordado. Classicamente a bainita é classificada em duas estruturas, bainita superior e bainita inferior, que são dependentes da temperatura de transformação. Na bainita superior ocorre a partição de carbono na austenita residual e precipitados de cementita entre as placas de ferrita bainítica, enquanto que na bainita inferior a ferrita torna-se supersaturada em carbono e ocorre a precipitação de alguns carbonetos dentro de subunidades de ferrita bem como entre elas.

O exato mecanismo de crescimento da bainita é ainda objeto de muitos debates. A bainita pode crescer diretamente de um contorno de grão austenítico prévio ou de uma inclusão intragranular, conforme se pode observar no desenho esquemático da figura 2.42, onde a bainita que cresce do contorno de grão austenítico prévio é observada na forma de placas entrelaçadas muito finas com partículas de cementita alinhadas, classificadas no IIW como FS(A). Na bainita superior (FS(UB)), as partículas de carbonetos são observadas entre as placas, enquanto que na bainita inferior (FS(LB)), os carbonetos são dentro bem como entre as placas e a estrutura quando atacada com reagente químico tende a aparecer escura (THEWLIS 2004).

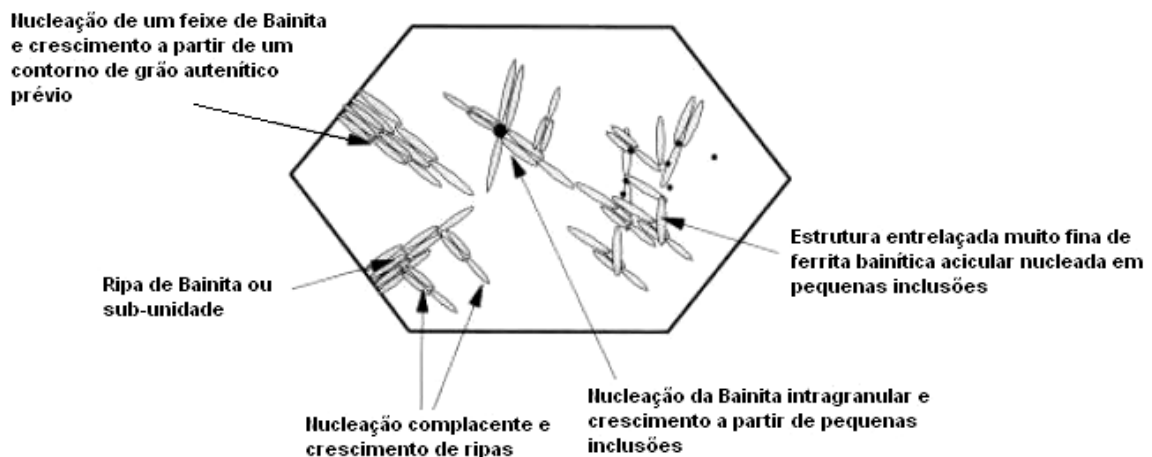


Figura 2.42 Desenho esquemático da formação dos feixes de bainita e subunidades (adaptado de THEWLIS 2004).

Outra forma de bainita encontrada na literatura é a bainita coalescida. Este constituinte, segundo descreveu Mazzaferro (MAZZAFERRO 2008) em sua tese, foi descoberto recentemente e de acordo com Bhadeshia et al (BHADESHIA 2006) e Keehan et al (KEEHAN 2006), citados por Mazzaferro, as características deste constituinte são:

- sua nucleação ocorre a partir do contorno de grão da austenita prévia, assim como a bainita clássica;
- ocorre a combinação de diferentes placas finas de bainita com mesma orientação cristalográfica, que coalescem durante o crescimento (ver o desenho da figura 2.43);
- o superesfriamento deve ser alto o suficiente para sustentar a energia de deformação (associada ao mecanismo de deformação displacivo da bainita);
- formação facilita quando as temperaturas  $B_s$  e  $M_s$  são relativamente próximas.

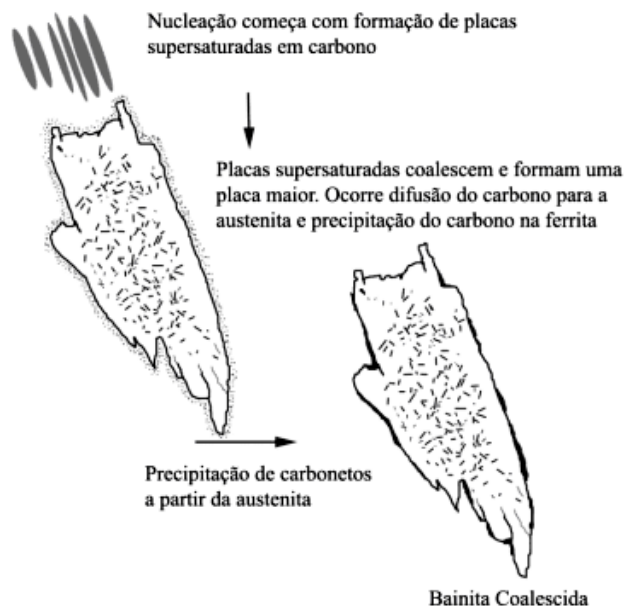


Figura 2.43 Desenho esquemático mostrando a formação da bainita coalescida (adaptado de KEEHAN 2006).

## 2.9 Defeitos Superficiais

O fim de vida útil de equipamentos e componentes se devem a fenômenos como corrosão, fadiga, fluência, sobrecarga, obsolescência ou desgaste. Os defeitos superficiais em componentes ou equipamentos ou partes destes estão intimamente ligados ao fenômeno de desgaste.

Segundo Stoeterau (STOETERAU 2004) de uma forma geral o fenômeno de desgaste pode ser definido como uma mudança cumulativa e indesejável em dimensões motivada pela remoção gradual de partículas discretas de superfícies em contato e com movimento relativo, devido, predominantemente, as ações mecânicas.

Kato (KATO 2001) citado por Radi et al (RADI 2007) dividiu os modos de desgaste em quatro tipos principais, os quais são: adesivo, abrasivo, por fadiga de contato e corrosivo. A figura 2.44 ilustra os quatro tipos principais de desgaste ([www.oerlikon.com](http://www.oerlikon.com)).

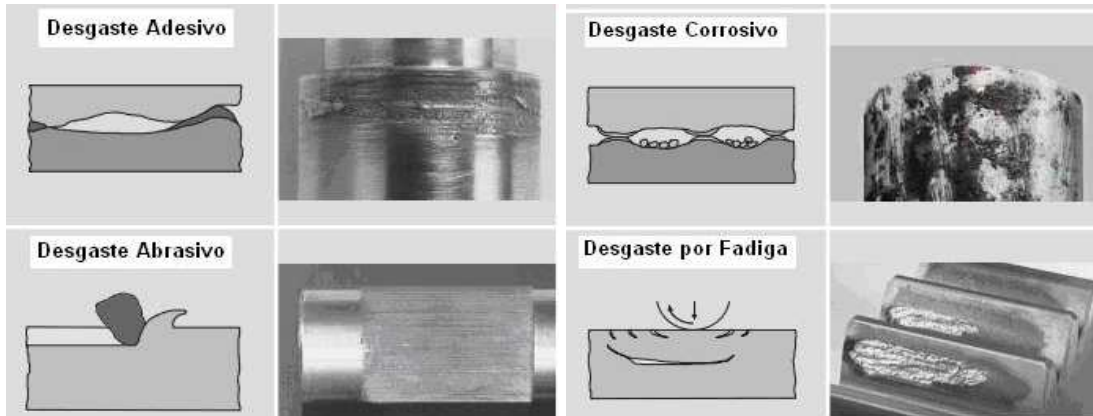


Figura 2.44 Desenho esquemático dos quatro modos representativos de desgaste e exemplos de aparência (adaptado da [www.oerlikon.com](http://www.oerlikon.com)).

Os modos de desgaste podem ocorrer através de diversos mecanismos. Os mecanismos de desgaste são descritos pela consideração de mudanças complexas na superfície durante o movimento. Em geral, o desgaste ocorre através de mais de um modo, portanto a compreensão de cada mecanismo de desgaste em cada modo se torna importante. A figura 2.45 mostra um diagrama esquemático do resumo destes mecanismos (RADI 2007 adaptado de KATO 2001).

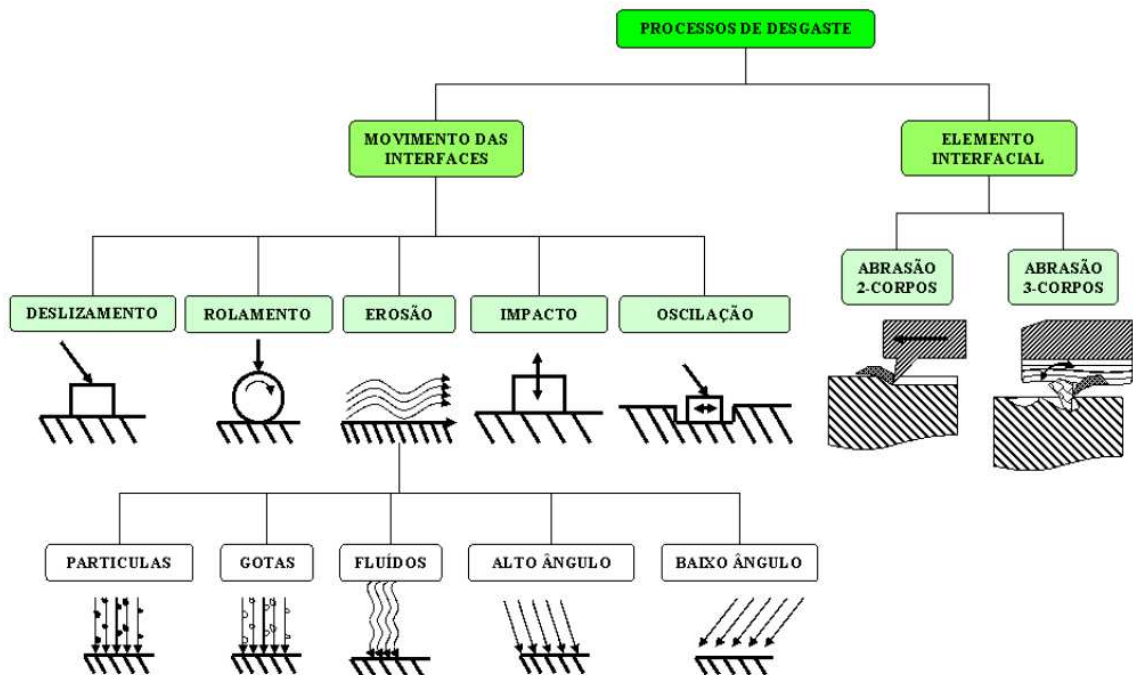


Figura 2.45 Diagrama dos processos de desgaste em função do elemento interfacial e do tipo de movimento das interfaces (RADI 2007 adaptado de KATO 2001).

O desgaste adesivo ocorre quando duas superfícies em movimento de deslizamento e sob um determinado carregamento leva a uma contínua formação e destruição de junções de asperezas, tendo como consequência a remoção de material da superfície do material mais fraco (KWIETNIESKY 2010). O desgaste adesivo está estreitamente ligado ao fenômeno de compatibilidade metalúrgica. Segundo Rabinowicz (RABINOWICZ 1980) citado por Bezerra (BEZERRA 2010), metais idênticos e metalurgicamente compatíveis não devem ser usados juntos em situações de deslizamento e sem lubrificação, metais metalurgicamente incompatíveis e parcialmente compatíveis podem trabalhar juntos e metais parcialmente incompatíveis e metalurgicamente incompatíveis devem trabalhar juntos nas situações de deslizamento e sem lubrificação. Este mesmo pesquisador propôs um diagrama de compatibilidade para pares de metais, conforme mostra a figura 2.46.

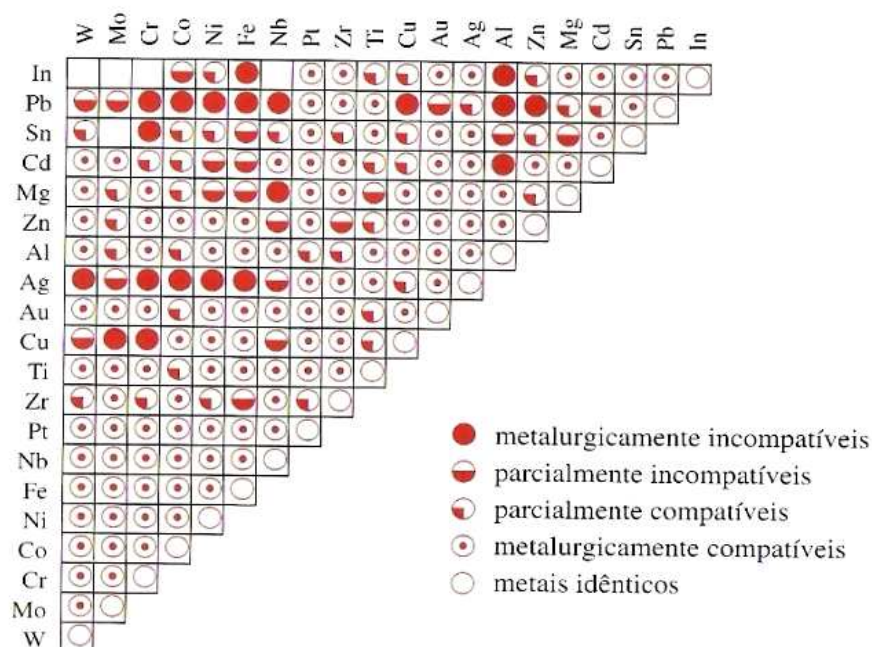


Figura 2.46 Diagrama de compatibilidade para pares de metais (adaptado de RABINOWICZ 1980).

No desgaste abrasivo ocorre remoção de material da superfície e ocorre em função do formato e das durezas dos dois materiais em contato (RADI 2007). Esta é uma forma de desgaste onde uma superfície rugosa e dura ou uma superfície mole com partículas duras desliza sobre uma superfície mais mole, resultando em uma superfície com uma série de ranhuras (riscos). O material destas ranhuras é deslocado na forma de partículas de desgaste, geralmente soltas, mecanismo conhecido como desgaste abrasivo de dois corpos. Quando são introduzidas partículas duras e abrasivas entre duas superfícies em deslizamento, o mecanismo é conhecido como desgaste abrasivo de três corpos (STOETERAU 2004).

O desgaste corrosivo ocorre em meios corrosivos, líquidos ou gasosos, onde são formados produtos da reação devido às interações químicas e eletroquímicas. Essas reações são conhecidas como triboquímicas e produzem uma intercamada na superfície que depois é removida (RADI 2007).

Por fim temos o desgaste por fadiga que ocorre quando duas superfícies atuam em contato de rolamento, onde surgem tensões de contato, segundo Hertz, as quais produzem tensões de cisalhamento cujo valor máximo ocorre logo abaixo da superfície. Com o movimento de rolamento, a zona de contato desloca-se, de modo que a tensão de cisalhamento varia de zero a um valor máximo e volta a zero, produzindo tensões cíclicas que podem levar a uma falha por fadiga do material. Abaixo da superfície pode se formar uma trinca que propaga devido ao carregamento cíclico podendo chegar a superfície lascando-a e fazendo surgir uma partícula superficial macroscópica com a correspondente formação de uma cavidade (STOETERAU 2004).

## **2.10 Técnicas de Reparos Superficiais**

A engenharia de superfícies (*surface engineering*) refere-se a um largo campo de tecnologias projetadas para modificar as propriedades de superfície de componentes, metálicos e não metálicos, para propósitos específicos e, às vezes, únicos (LIMA 2007). Segundo a *American Society for Materials* (ASM 2001), a definição da engenharia de superfície é dada como um tratamento da superfície e em regiões próximas a superfície de um material permitindo a esta um desempenho funcional diferente daquelas funções pretendidas do material bruto. As propriedades desejadas ou características das superfícies modificadas dos componentes incluem:

- Aumento da resistência a corrosão devido à barreira de proteção;
- Aumento da resistência a oxidação e sulfetação;
- Aumento da resistência ao desgaste;
- Redução das perdas de energia por fricção;
- Aumento das propriedades mecânicas, como fadiga e tenacidade;
- Aumento das propriedades elétricas e eletrônicas;
- Aumento do isolamento térmico;
- Melhoria da aparência estética;

Estas propriedades podem ser melhoradas metalurgicamente, mecanicamente, quimicamente ou pela adição de um revestimento. A figura 2.47 mostra alguns dos diversos tratamentos superficiais e de revestimentos superficiais em função da espessura.

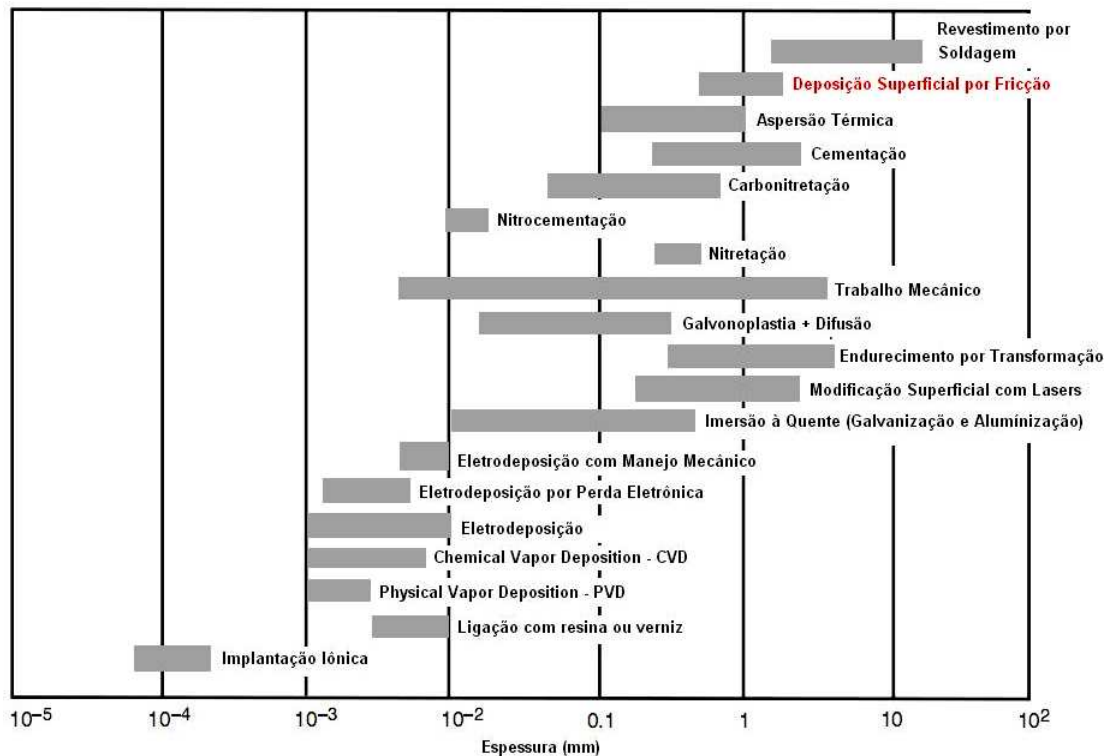


Figura 2.47 Tipos de tratamentos superficiais e revestimentos em função da espessura (adaptado de ASM 2001).

Os revestimentos diferem dos tratamentos superficiais, que adiciona pouca ou quase nenhuma massa à superfície (filmes finos). Os revestimentos são considerados filmes espessos (maiores de 10  $\mu\text{m}$ ) e são aplicados por diversos métodos, como: deposição química de vapor (CVD), deposição física de vapor (PAPVD), eletrodeposição (Cromo duro), imersão à quente, soldagem, cladeamento e aspersão térmica (LIMA 2007). Dentro deste grupo pode-se citar também a **Deposição Superficial por Fricção**, que é o objeto deste estudo.

A escolha do processo de deposição dependerá de diversos fatores, os quais se podem citar: o tipo de reparo superficial, a extensão do reparo, a localização onde o reparo deve ser realizado, ou seja, no campo ou na empresa, o custo/benefício, entre outros fatores.

Na área de soldagem existem diversos processos que podem ser utilizados na recuperação superficial, como: soldagem ao arco com eletrodo revestido, soldagem ao arco com eletrodo tubular, soldagem com arco submerso utilizando arame sólido ou fita, soldagem por eletroescória, soldagem ao arco com proteção gasosa (MIG/MAG), soldagem a arco com eletrodo de tungstênio e proteção gasosa (TIG), soldagem a gás oxi-combustível, soldagem por explosão, soldagem por laminação, entre outros (MARQUES 2005).

A figura 2.48 ilustra os processos de deposição por arco submerso com fita e o processo por eletroescória (GALLAZZI 2010).

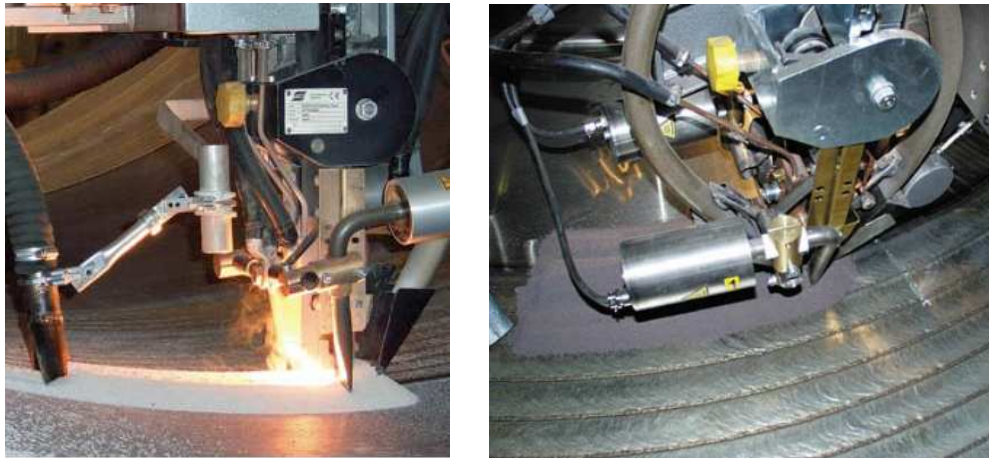


Figura 2.48 A figura à esquerda mostra o processo de deposição por eletroescória e a figura à direita o processo por arco submerso (GALLAZZI 2010).

Nos últimos anos, o processo de aspersão térmica apresentou a maior evolução entre os diversos métodos existentes de deposição e são classificados em dois grupos básicos, de acordo com o método de geração de calor, que pode ser:

- Aquecimento por combustão – chama (chama convencional, aspersão a frio – *cold spray* e oxicombustível de alta velocidade – HVOF) ou detonação;
- Aquecimento Elétrico – plasma de arco não transferido (APS), plasma de arco transferido (PTA) e arco elétrico (LIMA 2007).

A figura 2.49 mostra um desenho esquemático do processo por aspersão térmica (CASTOLIN EUTECTIC 2010)

Por fim, a deposição superficial por fricção surge como uma alternativa para alguns tipos de reparos/deposições superficiais, conforme descrito e comentado anteriormente.



Figura 2.49 Desenho esquemático do processo por aspersão térmica (CASTOLIN EUTECTIC 2010).

### 3.0 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

#### 3.1 Materiais

O trabalho experimental nesta tese foi dividido em duas etapas, onde os materiais utilizados na primeira etapa foram: como substrato chapas de aço carbono SAE 1070 e pinos consumíveis retirados de barras redondas laminadas de aço carbono SAE 1045, SAE 4140 e SAE 9254. Na segunda etapa foram utilizados como substrato chapas de aço carbono SAE 1070 e pinos consumíveis retirados de barras redondas laminadas de aço carbono SAE 8620, SAE 4140 e de aço inoxidável austenítico AISI 310.

Na tabela 3.1 são apresentadas as propriedades mecânicas, físicas e térmicas dos materiais utilizados neste trabalho. Os dados foram obtidos dos livros Metals Handbook vol.1 (ASM 1990), Heat Treater's Guide: Practices and Procedures for Irons and Steels (ASM 1995), High-Temperature Property Data: Ferrous alloys (ROTHMAN 1987) e do site www.matweb.com (AUTOMOTION CREATIONS INC 1996). Os valores das propriedades do material do aço AISI 310 são na condição de recozido (solubilizado) e para os materiais SAE 8620, SAE 1045 e SAE 4140 na condição normalizada.

Tabela 3.1 Propriedades físicas, mecânicas e térmicas dos materiais.

Propriedades*	SAE 1070	SAE 1045	SAE 4140	SAE 9254	SAE 8620	AISI 310
Densidade (g/cm <sup>3</sup> )	7,87	7,85	7,85	7,85	7,85	8,00
Dureza Brinell (HB)	212	167-229	302	184-235	183	488
Resistência à tração máxima (MPa)	703	569	1020	770-1149	635	620
Limite de escoamento (MPa)	385	343	655	440-1149	360	310
Alongamento (%)	12	20	18	11-22	26	45
Módulo de Elasticidade (GPa)	200	205	205	200	205	200
Coef. Exp. Térmica Linear (µm/m . °C) a 20°C	11,6	11,5	12,2	11,5	11,1	15,8
Coef. Exp. Térmica Linear (µm/m . C°) a 500°C	14,0	14	14,6	13,9	-	16,9
Coef. Exp. Térmica Linear (µm/m . C°) a 1000°C	-	-	-	14,7	-	19,1
Calor Esp.(J/g – °C) de 0 a 100 °C	0,49	0,486	0,47	0,47	0,475	0,5
Calor Esp.(J/g – °C) de 700 a 750 °C	2,08	1,58	0,56	-		
Cond. Térmica (W/m – K) a 100 °C	51,9	49,8	42,7	51,9	46,6	14,2
Cond. Térmica (W/m – K) a 1000 °C	26,8	-	28,1	-	-	



### 3.2 Preparação dos Materiais

Como substratos foram utilizadas chapas de aço carbono SAE 1070 cortadas com as dimensões de: 150 x 50 x 9 mm (comprimento x largura x espessura). As superfícies das chapas foram fresadas para remoção de eventual camada decarbonetada/oxidada e melhor acabamento superficial.

Os pinos consumíveis foram cortados e usinados para as dimensões e formas requeridas no desenho da figura 3.1. O diâmetro dos pinos foi fixado em 20 mm baseado em trabalhos anteriores realizados pelo Grupo de Soldagem do HZG (Helmholtz-Zentrum Geesthacht, ex-GKSS) e dos trabalhos realizados na literatura estudada para fins de comparação.

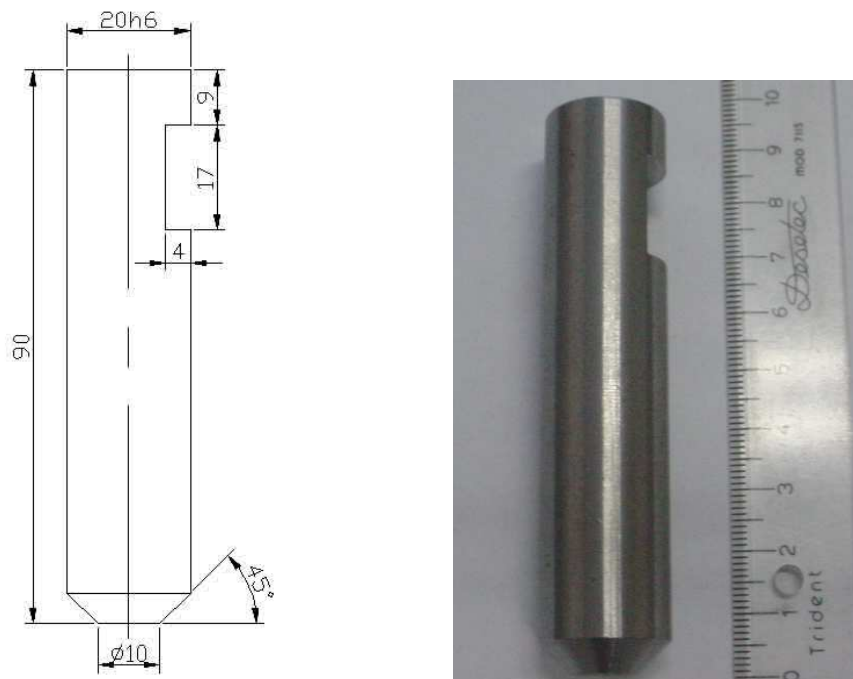


Figura 3.1 A figura à esquerda mostra o desenho esquemático do pino consumível e suas dimensões e a direita um pino após usinagem.

### 3.3 Parâmetros de Deposição por Fricção

As principais variáveis do processo são: velocidade de rotação do consumível, velocidade de avanço do consumível e força axial aplicada.

Os experimentos foram divididos em duas etapas que serão descritas no próximo tópico.

Os parâmetros de deposição que foram utilizados nas duas etapas foram:

- Velocidade de rotação: 2500, 3000, 3500 e 4000 rev/min;
- Velocidade de avanço: 2, 3,5, 5, 8,5, 13,5 e 17 mm/s;
- Força axial: 7, 10,3 e 13,7 kN.

### 3.4 Deposição dos Pinos Consumíveis

Para a deposição dos pinos consumíveis foi utilizado um equipamento pertencente ao grupo de soldagem (Joining Technology) do HZG, que é composto de um sistema hidráulico (HMS 3000) da Circle Technical Services Ltd com potência de 50 kW com capacidade de aplicar força axial de 40 kN e velocidade de rotação de até 8000 rev/min. A figura 3.2 ilustra o cabeçote do sistema hidráulico. O sistema hidráulico é fixado a um pórtico rígido ao qual também é fixada uma mesa móvel que é comandada por um sistema de controle individual, conforme mostra a figura 3.3. A figura 3.4 mostra em detalhe a mesa onde é fixado o substrato e o sistema de fixação do pino consumível no cabeçote hidráulico.

O ciclo de soldagem é controlado através de um software, onde são colocados os parâmetros de soldagem desejados (dentro das limitações do equipamento).



Figura 3.2 Vista do cabeçote hidráulico.

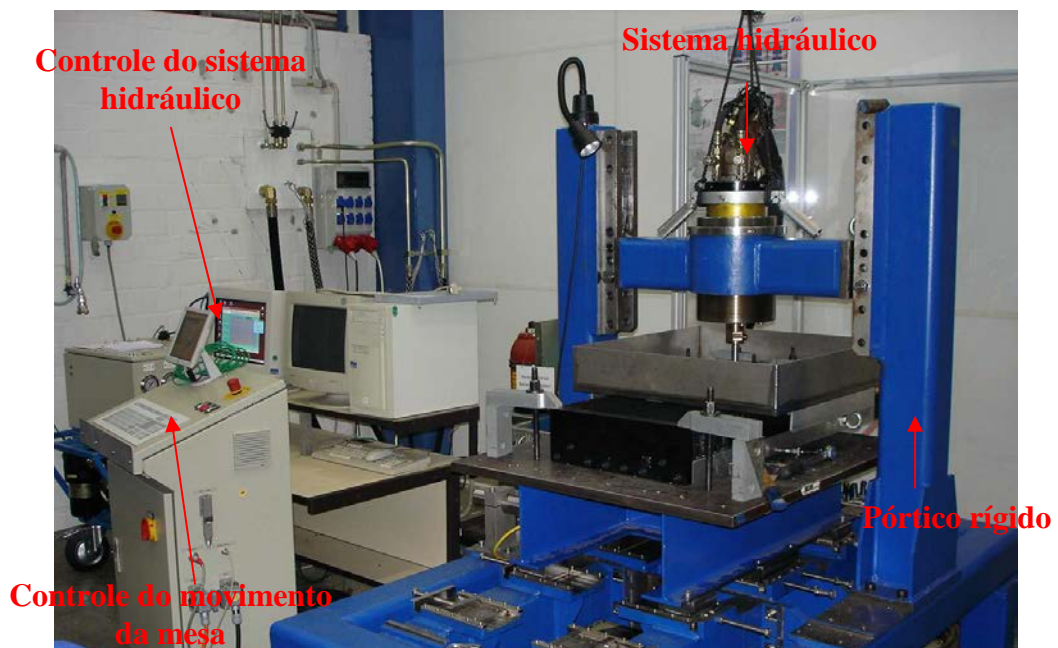


Figura 3.3 Vista do equipamento montado composto de sistema hidráulico, pórtico, mesa de fixação e sistemas de comando do sistema hidráulico e da mesa.

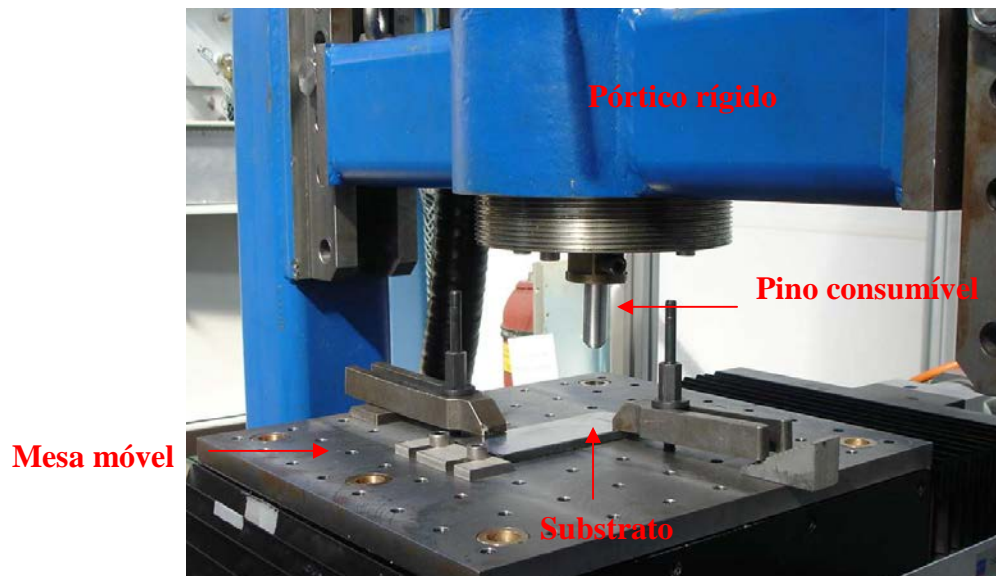


Figura 3.4 Vista em detalhe do sistema de fixação do pino consumível, do substrato e da mesa móvel.

O trabalho prático foi desenvolvido em duas etapas conforme mencionado anteriormente. Na primeira etapa, devido à falta de experiência neste processo de soldagem e por ter pouca literatura a respeito foi realizada uma matriz de experimentos abrangente, sendo realizados 72 depósitos conforme se mostra na tabela 3.2.

Tabela 3.2 Parâmetros de deposição por fricção utilizados na primeira etapa dos experimentos.

Força Axial (kN)	Rotação (rev/min)	Velocidade de Avanço (mm/s)															
		2	3,5	5	8,5	13,5	17										
7	2500				■		■	■									
	3000			■			■	■	■		■						■
	3500				■		■	■	■	■		■					■
	4000							■	■	■	■						■
10,3	2500			■		■		■	■								
	3000							■	■	■		■					■
	3500	■		■		■	■	■	■	■		■					■
	4000								■	■	■						■
13,7	2500					■		■									
	3000								■	■							■
	3500			■		■	■	■	■	■		■					■
	4000									■	■						■

Legenda:

- pino consumível de aço SAE 9254 (21 depósitos);
- pino consumível de aço SAE 4140 (8 depósitos);
- pino consumível de aço SAE 1040 (10 depósitos);
- pino consumível de aço SAE 8620 – células com listas (33 depósitos).

Após uma avaliação visual (superfície do depósito com o aspecto mais uniforme) dos depósitos e eliminando algumas combinações de parâmetros em que o equipamento travava e não era possível fazer a deposição, foram escolhidos os parâmetros para a segunda etapa do trabalho.

Nesta segunda etapa foi realizado um projeto fatorial cruzado completo, conforme descrito na tabela 3.3, onde foi fixado o fator referente a rotação do pino, utilizando duas forças axiais diferentes (10,3 e 13,7 kN), duas velocidades de avanço de deposição (8,5 e 17 mm/s), três materiais de pinos consumíveis (aço ao carbono SAE 4140, SAE 8620 e aço inoxidável AISI 310) e um material para substrato (chapa de aço ao carbono SAE 1070). Para cada combinação de parâmetros de deposição foram realizadas três repetições. A tabela 3.4 mostra a matriz dos experimentos da segunda etapa mostrando as combinações de parâmetros e materiais de 1 a 12, totalizando 36 depósitos.

Tabela 3.3 Projeto Fatorial Cruzado Completo para os experimentos da segunda etapa.

Fator	Nº de Níveis	Níveis
Força Axial (F) em (kN)	2	10,3 e 13,7
Rotação do Pino (N) em (rev/min)	1	3500
Velocidade de Avanço (Va) em (mm/s)	2	8,5 e 17
Material do Pino Consumível	3	SAE 4140, SAE 8620 e AISI 310
Material do Substrato	1	SAE 1070
Número de Depósitos	12	
Número de repetições	3	
<b>Total de Depósitos</b>	<b>36</b>	

Tabela 3.4 Parâmetros de deposição por fricção utilizados na segunda etapa dos experimentos.

Força Axial (kN)	Rotação do Pino (rev/min)	Velocidade de avanço (mm/s) / Material do pino / Condição					
		8,5			17		
		SAE 8620	SAE 4140	AISI 310	SAE 8620	SAE 4140	AISI 310
10,3	3500	1	5	9	2	6	10
13,7	3500	3	7	11	4	8	12

### 3.5 Caracterizações Metalúrgicas e Mecânicas dos Depósitos

#### 3.5.1 Análise Química

As análises químicas foram realizadas em amostras retiradas dos materiais utilizados na tese. Estas análises foram realizadas em um espectrômetro de emissão óptica da marca Spectro modelo Spectrolab, baseado na norma ASTM E 415-08 – *Optical Emission Vacuum Spectrometric Analysis of Carbon and Low-Alloy Steel* (ASTM E415 2008).

### **3.5.2 Análise Macrográfica**

A análise macrográfica dos depósitos consistiu em macrografias realizadas com uma câmera digital em dois sentidos dos corpos de prova, em vista de topo na condição como depositado e em vista transversal, após corte e preparação metalográfica.

### **3.5.3 Medição dos Depósitos e Zona Termicamente Afetada (ZTA)**

As medições dos depósitos e da zona termicamente afetada (ZTA) foram realizadas em amostras retiradas dos depósitos no sentido transversal e preparadas segundo os procedimentos padrões de preparação metalográfica baseados na Norma ABNT NBR 13284 – Preparação de Corpos de Prova para Análise Metalográfica. (ABNT NBR 13284 1995)

Após a preparação, as amostras foram analisadas e realizadas as medições em lupa de baixo aumento da marca Olympus e em microscópio eletrônico de varredura (MEV) da marca Philips modelo XL20.

### **3.5.4 Análise Microestrutural em Microscópio Óptico**

A análise microestrutural foi realizada utilizando os mesmos corpos de prova das amostras já preparadas para os ensaios de medições utilizando um microscópio óptico (MO) da marca Olympus modelo BX60M com câmera digital acoplada.

Para os depósitos realizados em aço carbono (SAE 4140 e SAE 8620) as amostras foram atacadas para a revelação microestrutural com o reagente químico Nital 2%, enquanto que para os depósitos de aço inoxidável AISI 310 as amostras foram atacadas com o sistema eletroquímico utilizando o reagente ácido oxálico 10%. Ambos os ataques químicos foram baseados na norma ABNT NBR 8108 – Ataque com Reativos Metalográficos em Ligas Ferrosas (ABNT NBR 8108 1983).

### **3.5.5 Análise Microestrutural em Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV)**

Para as análises microestruturais em microscópio eletrônico de varredura (MEV) foram utilizadas as mesmas amostras das análises em microscopia óptica, porém após o desembutimento da baquelite e limpeza com acetona com equipamento de agitação por ultrassom. Para estas análises foram utilizados um MEV da marca Shimadzu modelo SSX-550.

### **3.5.6 Medição do Tamanho de Grão Austenítico Prévio**

A medição do tamanho de grão austenítico prévio foi realizada nos materiais nas condições antes e depois do processamento do depósito. Para isso as amostras foram atacadas

com reagente químico específico (reagente a base de Ácido Pícrico dissolvido em água aquecido + detergente neutro como tensoativo) e após analisados em microscópio óptico e MEV. As medidas dos tamanhos de grãos foram realizadas utilizando o método da intersecção, onde são realizadas quatro medidas (sendo duas diagonais, uma horizontal e uma vertical, conforme mostra esquematicamente a figura 3.5).

Em cada uma das medidas é realizada a contagem de grãos interseccionados e então é dividida a distância (largura, altura ou diagonal) pelo número de grãos interseccionados. Este valor encontrado (em  $\mu\text{m}$  ou  $\text{mm}$ ) é relacionado ao tamanho de grão segundo a norma ASTM E112-10 - *Standard Test Method for Determining Average Grain Size* (ASTM E112 2010), conforme mostra a tabela 3.5.

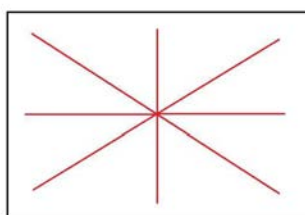


Figura 3.5 Desenho esquemático da forma de contagem do tamanho de grão.

Tabela 3.5 Tabela com os tamanhos de grãos adaptados da norma ASTM E112-10.

Tamanho de Grão ASTM N <sup>o</sup>	Diâmetro médio ( $\mu\text{m}$ )
0	359,2
0,5	302,1
1	254,0
1,5	213,6
2	179,6
2,5	151,0
3	127,0
3,5	106,8
4	89,8
4,5	75,5
5	63,5
5,5	53,4
6	44,9
6,5	37,8
7	31,8
7,5	26,7
8	22,5
8,5	18,9
9	15,9
9,5	13,3
10	11,2
10,5	9,4
11	7,9
11,5	6,7
12	5,6
12,5	4,7
13	4,0
13,5	3,3
14	2,8

### 3.5.7 Medição da Diluição por Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS)

A medição da diluição entre o depósito e o substrato foi realizada através de um mapeamento de alguns elementos químicos utilizando a microsonda EDS acoplada ao MEV. Para estas medições foram utilizadas amostras retiradas no sentido transversal ao depósito e preparadas segundo o procedimento padrão de preparação metalográfica até o polimento. Após as amostras foram atacadas levemente com o reagente Nital 2% para determinar a linha divisória depósito/substrato.

### 3.5.8 Perfis de Microdureza

Os perfis de microdureza foram realizados nas mesmas amostras utilizadas para as análises microestruturais, porém sem ataque químico, tendo como ponto de início a 0,5 mm da superfície do depósito em direção ao substrato e ao centro da largura do depósito, conforme mostra o desenho esquemático da figura 3.6. Para estes ensaios foi utilizado um microdurômetro da marca Struers modelo Duramin na escala Vickers (HV) com carga de 200 grf. Os ensaios foram baseados na norma ASTM E384-10 – *Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials* (ASTM E384 2010).

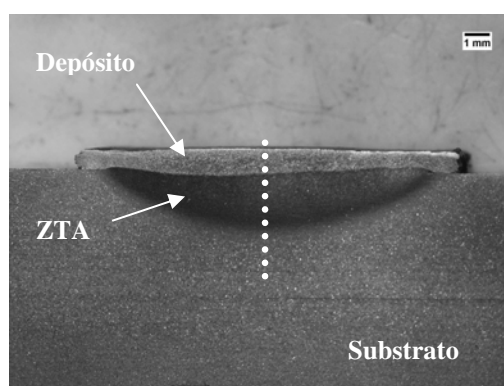


Figura 3.6 Macrografia mostrando a região onde foram realizados os perfis de microdureza.

### 3.5.9 Ensaio de Carga (Push-off Test)

Antes da deposição, os substratos foram usinados para realização de um tampo cônico falso localizado ao centro, conforme mostra o desenho esquemático da figura 3.7.

Os ensaios de carga consistiram em empurrar este tampo cônico falso e, com isso, obter a carga a qual o depósito suportou até descolar ou cisalhar do substrato objetivando medir a resistência da adesão do depósito. Para estes ensaios foram confeccionados um dispositivo punção-matriz acoplado a uma máquina de ensaios mecânicos servo controlada marca MTS modelo 810 (ver figura 3.8).

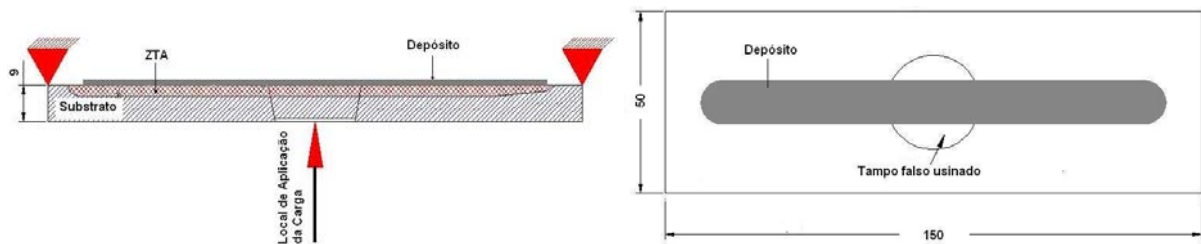


Figura 3.7 Figuras esquemáticas do ensaio de carga (push-off test). A figura à esquerda mostra a vista longitudinal e a direita a vista de topo.

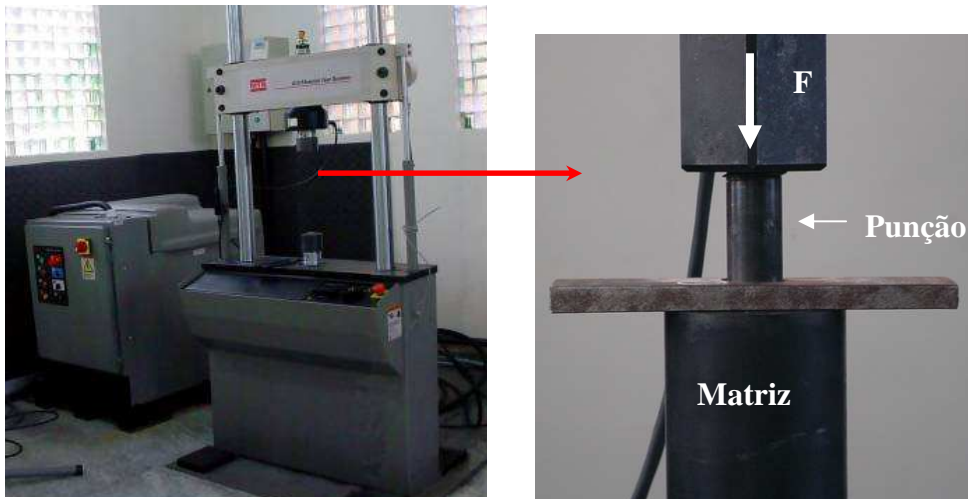


Figura 3.8 Máquina servo controlada da MTS à esquerda e a direita o dispositivo utilizado para os ensaios.

### 3.5.10 Tratamento Térmico de Revenido

Foram retirados corpos de prova de todas as condições de deposição e realizou-se um tratamento térmico de revenido a uma temperatura de 450°C por uma hora na temperatura e após resfriado ao ar. A temperatura foi escolhida a fim de evitar uma possível fragilidade ao revenido (fragilização da martensita revenida na faixa de temperaturas de 260 a 370°C). O tratamento térmico foi realizado em um forno com aquecimento resistivo. O objetivo deste tratamento térmico foi de comparar as propriedades de dureza e microestrutura dos depósitos na condição de como depositado e após o revenido.

### 3.5.11 Análise Térmica

Para a análise térmica dos depósitos foram realizadas duas formas de medições de temperatura do processo, sendo uma através de termopares do tipo K com 1 mm de diâmetro. Os termopares foram colocados a aproximadamente 1 mm de distância da superfície de deposição através de furos realizados na parte inferior do substrato, conforme mostra o desenho esquemático da figura 3.9 e a macrografia da figura 3.10, sendo os dados adquiridos por sistema de aquisição da National Instruments SCXI. A outra forma de aquisição da



temperatura do processo foi através do uso de um termógrafo. A figura 3.11 mostra uma vista da disposição dos equipamentos durante o processo de deposição.

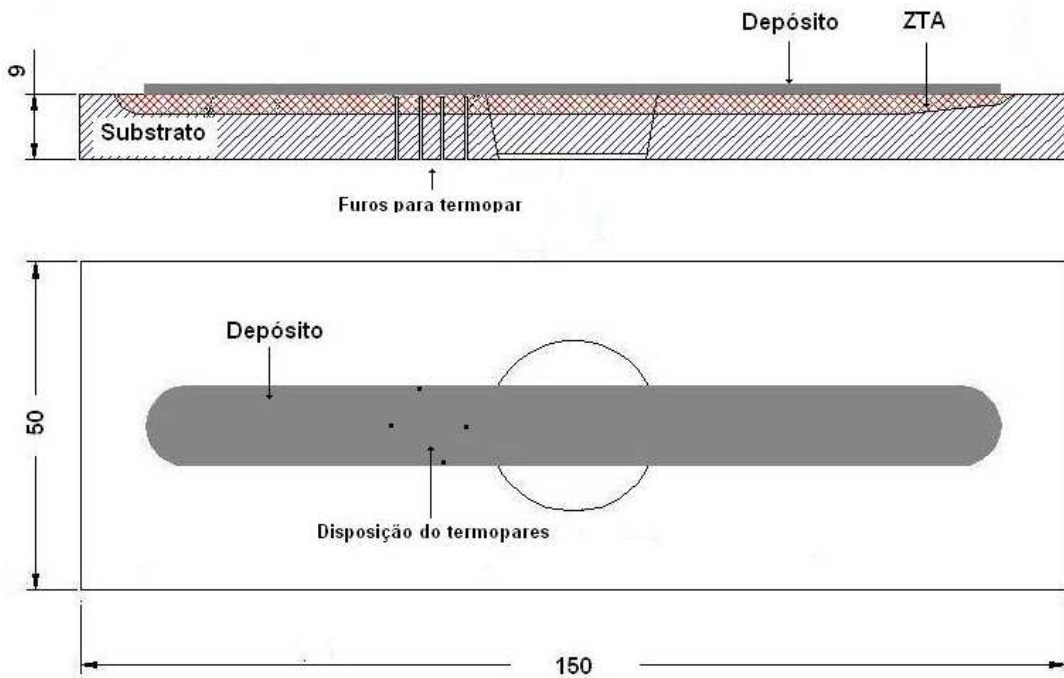


Figura 3.9 Desenho esquemático da colocação dos termopares.



Figura 3.10 Macrografia em seção transversal mostrando a localização do termopar.

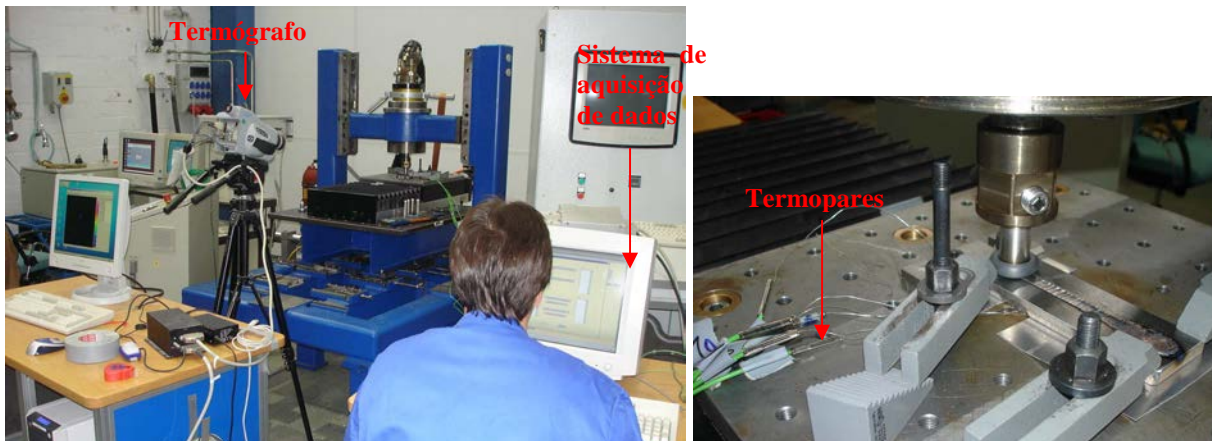


Figura 3.11 Vista da disposição dos equipamentos de aquisição de temperatura durante o processo de deposição.

## 4.0 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1 Composição Química dos Materiais

Os resultados das análises químicas estão dispostos nas tabelas 4.1 e 4.2 e é a média de três análises, bem como os teores máximos e mínimos dos principais elementos dos respectivos materiais obtidos da literatura (ASM 1990).

Tabela 4.1 Composição química dos substratos de aço carbono SAE 1070 (% em massa).

Elementos*	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
<b>Substrato Verificado</b>	<b>0,73</b>	<b>0,22</b>	<b>0,71</b>	<b>0,015</b>	<b>0,004</b>	<b>0,39</b>	<b>0,005</b>	<b>0,02</b>
Especificado SAE 1070	0,65 0,75	-	0,60 0,90	0,030 Max.	0,050 Max.	-	-	-

\* Os outros elementos são traços e o elemento ferro é o balanço.

Tabela 4.2 Composição química dos pinos consumíveis de aço carbono SAE 1045, SAE 4140, SAE 8620, SAE 9254 e aço inoxidável AISI 310 (% em massa).

Elementos*	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
<b>Verificado SAE 1045</b>	<b>0,47</b>	<b>0,25</b>	<b>0,64</b>	<b>0,018</b>	<b>0,021</b>	<b>0,10</b>	<b>0,01</b>	<b>0,09</b>
Especificado SAE 1045	0,43 0,50	-	0,60 0,90	0,030 Max.	0,050 Max.	-	-	-
<b>Verificado SAE 4140</b>	<b>0,40</b>	<b>0,23</b>	<b>0,82</b>	<b>0,019</b>	<b>0,050</b>	<b>0,97</b>	<b>0,17</b>	<b>0,20</b>
Especificado SAE 4140	0,38 0,43	0,15 0,35	0,75 1,00	0,030 Max.	0,040 Máx	0,80 1,10	0,15 0,25	-
<b>Verificado SAE 8620</b>	<b>0,19</b>	<b>0,22</b>	<b>0,85</b>	<b>0,014</b>	<b>0,027</b>	<b>0,49</b>	<b>0,21</b>	<b>0,40</b>
Especificado SAE8620	0,18 0,23	0,15 0,35	0,70 0,90	0,030 Max.	0,040 Max.	0,40 0,60	0,15 0,25	0,40 0,70
<b>Verificado SAE 9254</b>	<b>0,58</b>	<b>0,84</b>	<b>0,88</b>	<b>0,016</b>	<b>0,012</b>	<b>0,52</b>	<b>0,02</b>	<b>0,06</b>
Especificado SAE 9254	0,51 0,59	1,20 1,64	0,60 0,80	0,030 Max.	0,040 Max.	0,60 0,80	-	-
<b>Verificado AISI 310</b>	<b>0,07</b>	<b>0,37</b>	<b>1,18</b>	<b>0,036</b>	<b>0,013</b>	<b>24,91</b>	<b>0,19</b>	<b>19,69</b>
Especificado AISI 310	0,25 Max.	1,50 Max.	2,00 Máx	0,045 Max.	0,030 Max.	24,00 26,00	-	19,00 22,00

\* Os outros elementos são traços e o elemento ferro é o balanço.

As composições químicas dos materiais encontram-se dentro das especificações de cada liga, com exceção do pino SAE 9254 que os elementos Silício e Cromo ficaram com teores abaixo do mínimo especificado e o teor de Manganês um pouco acima do especificado.

## 4.2 Análise Macrográfica

Os resultados das análises macrográficas da primeira etapa do trabalho foram colocados em forma de figuras em anexo (ANEXO 1). Observando as macrografias notou-se que em algumas condições de soldagem não ocorria o depósito ou o depósito apresentava-se muito irregular. Em alguns casos não ocorreu o depósito devido ao travamento do equipamento devido as forças aplicadas elevadas (acima de 13,7 kN) e também quando se utilizava uma velocidade de deposição muito baixa (abaixo de 5 mm/s).

As análises macrográficas e visual dos depósitos realizados na primeira etapa foram utilizadas para a escolha dos parâmetros utilizados na segunda etapa do trabalho.

As análises macrográficas da segunda etapa são mostradas nas figuras a seguir (figuras 4.1 a 4.3). Na figura 4.1 foram colocadas as macrografias das condições de 1, 2 e 4, depósitos realizados com o pino de aço SAE 8620 (1 -  $F=10,3$  kN e  $V_a=8,5$  mm/s, 2 -  $F=10,3$  kN e  $V_a=17$  mm/s e 4 -  $F=13,7$  kN e  $V_a=17$  mm/s).

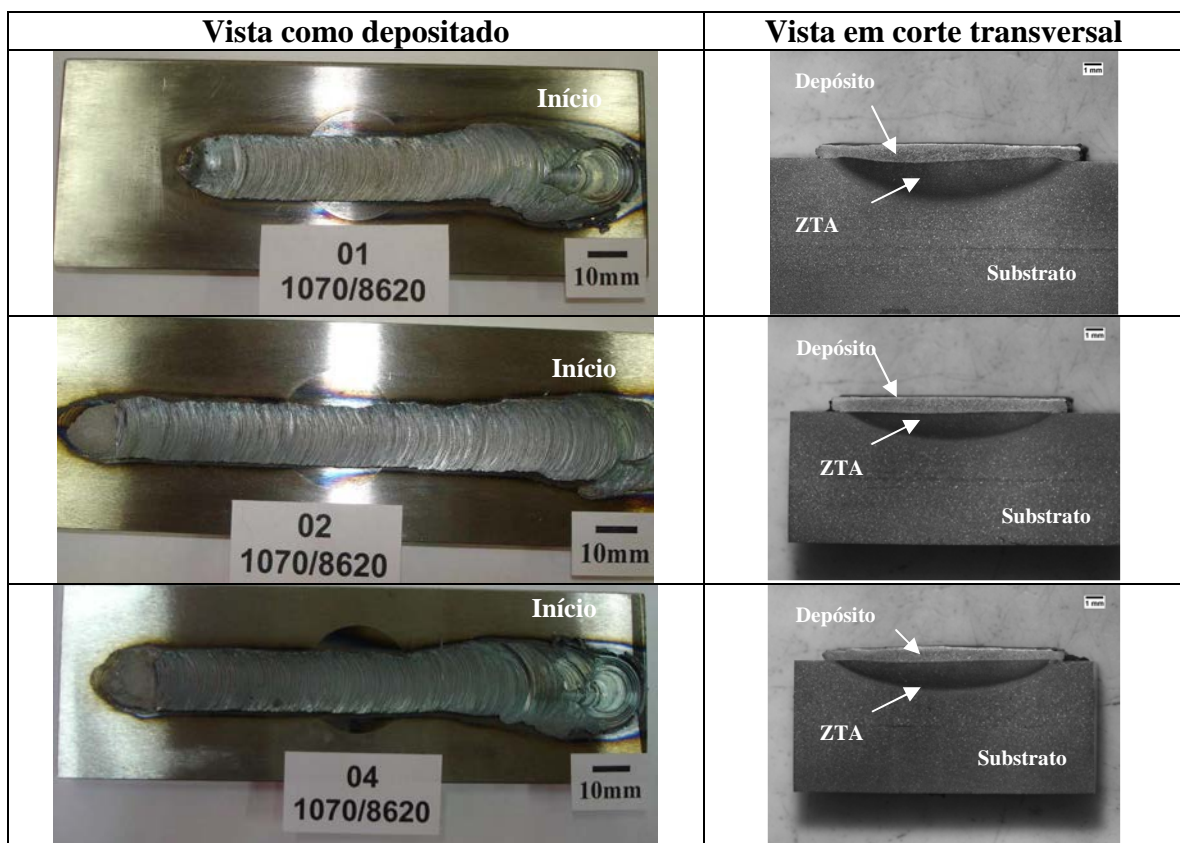


Figura 4.1 Macrografias dos depósitos realizados com o pino consumível SAE 8620.

A figura 4.2 mostra as macrografias das condições de 5, 6 e 8, depósitos realizados com o pino de aço SAE 4140 (5 -  $F=10,3$  kN e  $V_a=8,5$  mm/s, 6 -  $F=10,3$  kN e  $V_a=17$  mm/s e 8 -  $F=13,7$  kN e  $V_a=17$  mm/s).

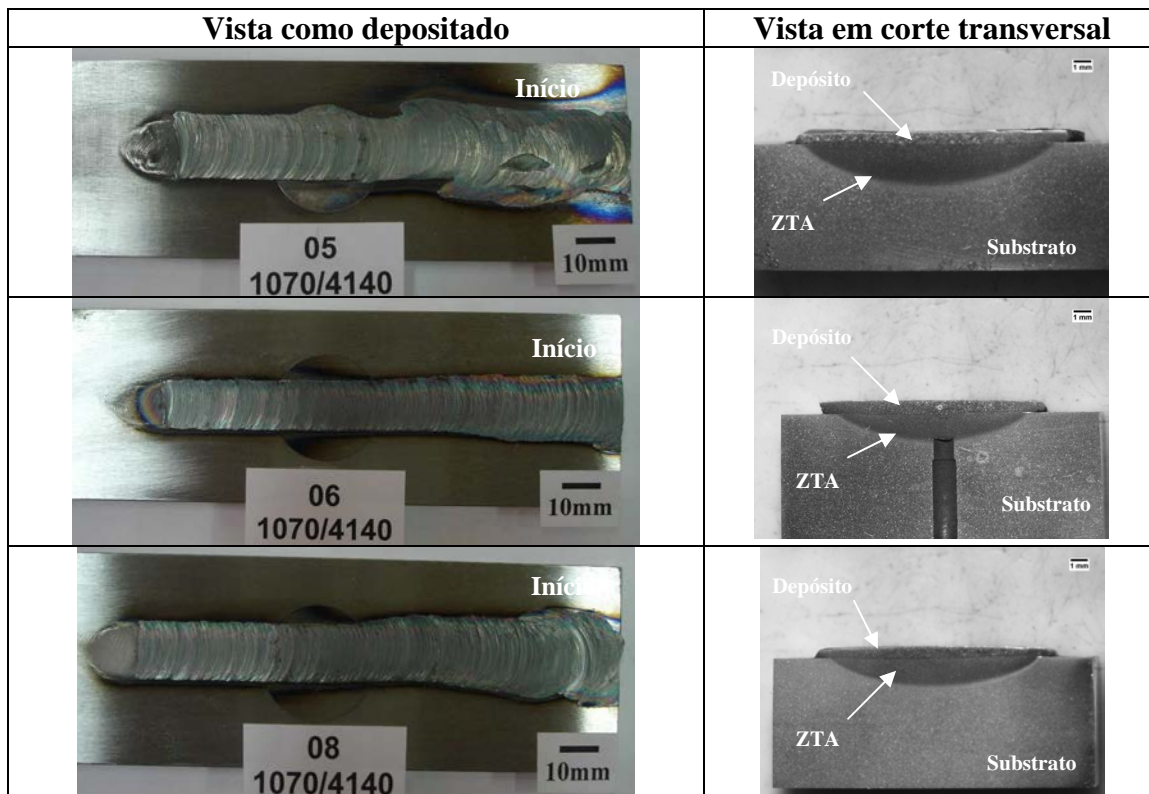


Figura 4.2 Macrografias dos depósitos realizados com o pino consumível SAE 4140.

A figura 4.3 mostra as macrografias dos depósitos realizados com o pino de aço AISI 310 nas condições 9, 10 e 12 (9-  $F=10,3$  kN e  $V_a=8,5$  mm/s, 10 -  $F=10,3$  kN e  $V_a=17$  mm/s e 12-  $F=13,7$  kN e  $V_a=17$  mm/s).



Figura 4.3 Macrografias dos depósitos realizados com o pino consumível AISI 310.

Observando as macrografias pode-se visualizar que existem mudanças significativas nas características dos depósitos (largura e espessura) com a variação dos parâmetros de deposição.

O sentido de rotação do pino consumível durante o processo de deposição foi no sentido horário e a temperatura ambiente (em torno de 20 °C).

As macrografias mostram que os depósitos tiveram início à direita das macrografias, onde apresentam um depósito irregular no início e com uma área afetada pelo calor maior. Isto se deve ao fato que no início do processo é deixado em contato de fricção por certo tempo até o início da plastificação do material do pino consumível para depois começar a deposição. No entanto, após a estabilização do processo observou-se que a aparência das superfícies dos depósitos apresentou-se na forma de arcos uniformes. Segundo Rafi et al (RAFI 2010), a frequência de transferência de material no depósito é que determina a aparência da superfície do depósito, se mais liso ou mais rugoso.

Nestes experimentos foi observado que na condição de depósito com força axial de 13,7 kN e velocidade de avanço 8,5 mm/s, com pinos de aço ao carbono SAE 8620, 4140 e AISI 310 não ocorreu o depósito de uma forma regular, conforme mostra a macrografia da figura 4.4, sendo, portanto descartados das análises. Talvez devido ao pouco tempo deixado para a plastificação inicial (10 s) e o torque inicial apresentou-se muito alto fazendo que ou o motor trancasse ou o depósito saísse heterogêneo.



Figura 4.4 Macrografia do depósito realizado com o pino consumível SAE 8620 na condição 3 ( $F=13,7$  kN e  $V_a=8,5$  mm/s), que apresentou-se de forma irregular.

Em todas as macrografias em corte transversal foram observadas que em ambos os lados dos depósitos a ocorrência de “solda fria”, ou seja, a parte do depósito que não adere ao substrato, o que conforme mencionado na revisão bibliográfica esta região denominada solda fria faz parte do resultado do processo.

As zonas termicamente afetadas (ZTAs) apresentam como característica a forma semi-elíptica sendo com a maior profundidade ao centro da largura do depósito diminuindo progressivamente em direção as bordas do depósito.

Nos depósitos realizados com o pino consumível de aço inoxidável AISI 310 observou-se uma coloração azulada na superfície dos depósitos, que é o resultado da oxidação superficial do material quando submetido a elevadas temperaturas. Isto é uma característica dos materiais inoxidáveis quando submetidos a temperaturas elevadas. Para evitar ou diminuir essa oxidação seria necessária uma proteção da região durante a deposição com algum gás inerte (ex: Argônio).

Alguns trabalhos já foram realizados utilizando gases de proteção. Thomas et al (THOMAS 1998) utilizou gases ativos (Ar+H<sub>2</sub>) de proteção em depósitos de aço inoxidável AISI 316L objetivando diminuir a contaminação atmosférica quando da realização de depósitos multicamadas. Em outro estudo, Chandrasekaran et al (CHANDRASEKARAN 1998) realizou depósitos de aço ferramenta AISI O1 e da liga de Inconel 600 em substratos de aço SAE 1020 utilizando o argônio como gás de proteção a fim de evitar a oxidação dos elementos presentes nestas ligas e, com isso, melhorar a qualidade dos depósitos e da adesão dos mesmos no substrato.

#### **4.3 Medições dos Depósitos e da ZTA**

Os resultados das medições dos depósitos e da ZTA encontram-se na tabela 4.3. Foram medidas a largura, espessura e a solda fria dos dois lados dos depósitos. Na ZTA a medida considerada foi a região central dos depósitos, pois foi onde apresentou-se mais profunda. Os valores foram expressos em milímetros (mm). A medida da espessura é a média de 5 medições realizadas ao longo da largura dos depósitos. Na medida da largura foi considerado como largura nominal o valor da largura do depósito, enquanto que a largura efetiva foi a medida da largura nominal menos as soldas frias dos dois lados do depósito.

Na tabela 4.4 foram colocados em forma resumida os valores médios das medições realizadas.

Observando as tabelas com os resultados das medições e as macrografias mostradas anteriormente pode-se observar que as dimensões dos depósitos e da ZTA são influenciadas pelos parâmetros de deposição, sendo que algumas considerações foram realizadas a respeito.

Tabela 4.3 Resultados das medidas dos depósitos e da ZTA

<b>Depósito Força/Vel.Av. (kN / mm/s)</b>	<b>Condição</b>	<b>Espessura (mm)</b>	<b>Largura Nominal (mm)</b>	<b>Largura Efetiva (mm)</b>	<b>ZTA (mm)</b>
<b>SAE 8620 10,3/8,5</b>	<b>1 A</b>	1,05	15,20	12,63	2,45
	<b>1 B</b>	1,18	15,20	11,34	3,10
<b>SAE 8620 10,3/17</b>	<b>2</b>	0,86	13,00	10,41	1,80
	<b>2 A</b>	0,80	12,90	10,24	2,05
	<b>2 B</b>	0,81	13,60	11,36	1,94
<b>SAE 8620 13,7/17</b>	<b>4</b>	0,90	14,80	12,40	1,97
	<b>4 A</b>	0,73	13,80	11,91	1,90
	<b>4 B</b>	0,80	14,40	12,25	1,95
<b>SAE 4140 10,3/8,5</b>	<b>5 A</b>	0,78	15,35	13,32	2,30
<b>SAE 4140 10,3/17</b>	<b>6</b>	0,73	12,12	10,06	1,95
	<b>6 A</b>	0,79	12,39	9,97	1,95
	<b>6 B</b>	0,73	12,51	10,33	1,86
<b>SAE 4140 13,8/17</b>	<b>8</b>	0,63	12,95	10,75	2,05
	<b>8 A</b>	0,63	13,50	11,25	2,00
<b>AISI 310 10,3/8,5</b>	<b>9</b>	0,65	12,51	10,65	2,54
	<b>9 A</b>	0,55	12,95	11,12	2,70
	<b>9 B</b>	0,52	13,09	10,56	2,45
<b>AISI 310 10,3/17</b>	<b>10</b>	0,55	9,54	6,90	1,45
	<b>10 A</b>	0,49	10,04	8,60	1,84
	<b>10 B</b>	0,53	9,92	8,15	1,46
<b>AISI 310 13,7/17</b>	<b>12</b>	0,52	10,77	8,24	1,54
	<b>12 A</b>	0,49	10,89	8,62	1,70

Tabela 4.4 Resumo dos resultados médios das medidas realizadas.

<b>Condição Força/Vel.Av. (kN / mm/s)</b>	<b>Espessura Média (mm)</b>	<b>Largura Nominal Média (mm)</b>	<b>Largura Efetiva Média (mm)</b>	<b>ZTA Média (mm)</b>
<b>1 – SAE 8620 – 10,3/8,5</b>	1,12	15,20	11,99	2,78
<b>2 – SAE 8620 – 10,3/17</b>	0,82	13,17	10,67	1,93
<b>4 – SAE 8620 – 13,7/17</b>	0,81	14,33	12,19	1,94
<b>5 – SAE 4140 – 10,3/8,5</b>	0,78	15,35	13,32	2,30
<b>6 – SAE 4140 – 10,3/17</b>	0,75	12,34	10,12	1,92
<b>8 – SAE 4140 – 13,7/17</b>	0,63	13,23	11,00	1,94
<b>9 – AISI 310 – 10,3/8,5</b>	0,57	12,85	10,78	2,56
<b>10 – AISI 310 – 10,3/17</b>	0,52	9,83	7,88	1,58
<b>12 – AISI 310 – 13,7/17</b>	0,50	10,83	8,43	1,62

Com o aumento da velocidade de avanço ( $V_a$ ) de 8,5 mm/s para 17 mm/s pode-se observar que ocorreu a diminuição da largura, da espessura e da profundidade da ZTA. Comparando estes resultados com os resultados encontrados na literatura foi constatado que foram similares aos encontrados nos trabalhos realizados por Shinoda et al (SHINODA 1996 e SHINODA 1998), Vitanov et al (VITANOV 2000 e VITANOV 2001), Van Kalken (VAN KALKEN 2001), Sakihama et al (SAKIHAMA 2003) e Rafi et al (RAFI 2010). A explicação encontrada para isto é que ao aumentar a velocidade de avanço menor será o tempo de deposição, com isso menor será o tempo de contato do pino ao substrato diminuindo assim a largura e a espessura do depósito bem como a energia de soldagem, conseqüentemente, diminuindo também a profundidade da ZTA, conforme já comentado e exemplificado no item 2.4.2 (pg.29).

Por outro lado com o aumento da força axial ( $F$ ) de 10,3 kN para 13,7 kN, observou-se que ocorre uma diminuição da espessura e um aumento na largura dos depósitos bem como um leve aumento na profundidade da ZTA. Confrontando os resultados obtidos com os resultados encontrados na literatura a mesma tendência foi verificada conforme mostrado nas figuras 2.28 e 2.29 (SHINODA 1996, SHINODA 1998, VITANOV 2000, VITANOV 2001, VAN KALKEN 2001 e SAKIHAMA 2003). Com aumento da força axial aplicada aumenta a área de contato entre o pino consumível e o substrato e com isso o depósito é mais largo e como a pressão é maior a espessura tende a diminuir. Além disso, a energia de soldagem aumenta com o aumento da força axial (ver eq.2.3 da pg.22) e, com isso, uma maior quantidade de calor estará envolvida nesta região. Assim há um aumento na zona termicamente afetada. Outra observação a ser feita é que com o aumento da força aplicada diminui o tamanho das regiões das soldas frias nas bordas dos depósitos aumentando a sua largura efetiva do depósito.

Outras considerações observadas foram:

- Os depósitos realizados com os pinos consumíveis de aço ao carbono SAE 8620 e SAE 4140 apresentaram-se mais espessos e mais largos comparados aos realizados com o aço inoxidável AISI 310. De acordo com Batchelor et al (BATCHELOR 1996), a natureza da transferência de calor entre o pino consumível, o substrato e a estrutura ao redor é tida como regra dominante no processo de deposição por fricção, sendo a condição ideal de transferência de calor quando o calor gerado na fricção é contido dentro de uma fina camada na ponta do pino consumível em contato com o substrato.

As características físicas dos materiais devem ser levadas em conta, como a condutividade térmica destes materiais, onde o aço SAE 8620 apresenta 46,6 (W/m-K) a



100°C, enquanto que o aço SAE 4140 é de 42,7 e o do aço inoxidável AISI 310 é de 14,2 (W/m-K). Com maior condutividade térmica tende o material aquecer mais rápido e com isso aumenta a área de contato plastificada com o substrato e com isso aumenta a área de deposição. Cabe salientar que a condutividade térmica diminui com o aumento da temperatura (ex: aço SAE 4140 a condutividade térmica a 100 °C é de 42,7 (W/m-K) e a 1000 °C é de 28,1 (W/m-K)).

A influência da condutividade térmica do material ainda não é bem explicada e deve ser objeto de estudo, pois dependerá muito dos parâmetros de deposição, das propriedades de fricção dos materiais envolvidos (tanto do pino consumível como do substrato) e do material utilizado no substrato.

#### **4.4 Análise Microestrutural e Tamanho de Grão**

Neste item serão descritos os resultados das análises das microestruturas dos materiais na sua forma original, na condição como depositado e após o tratamento térmico de revenido. Para isso foram realizadas micrografias em microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV). As microestruturas foram classificadas de acordo com o trabalho realizado por Thewlis (THEWLIS 2004) que é baseado também na norma do IIW – International Institute of Welding (IIW Doc.Nº IX-1533 – 1988).

Na análise microestrutural também foram medidos os tamanhos de grãos austeníticos prévios dos pinos consumíveis nas condições antes e depois do processamento do depósito.

##### **4.4.1 Microestrutura dos Materiais**

As figuras 4.5 e 4.6 mostram as micrografias em microscópio óptico (MO) das microestruturas originais dos materiais utilizados neste trabalho.

O material do substrato em chapa de aço SAE 1070 apresentou uma microestrutura 100% perlítica, enquanto que o pino de aço SAE 8620 apresentou microestrutura formada por grãos de ferrita e colônias de perlita. O material do pino de aço SAE 4140 apresentou uma microestrutura composta de bainita e ferritas (de contorno de grão e acicular) e o material do pino de aço inoxidável AISI 310 apresentou a microestrutura com grãos equiaxiais austeníticos.

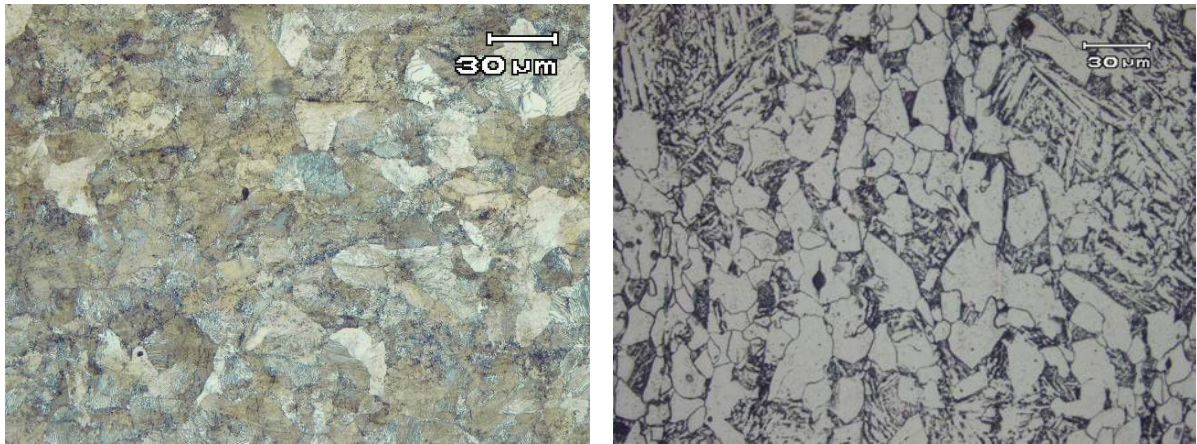


Figura 4.5 Micrografias em MO mostrando à esquerda a microestrutura da chapa de aço SAE 1070 e a direita a microestrutura do pino de aço SAE 8620.

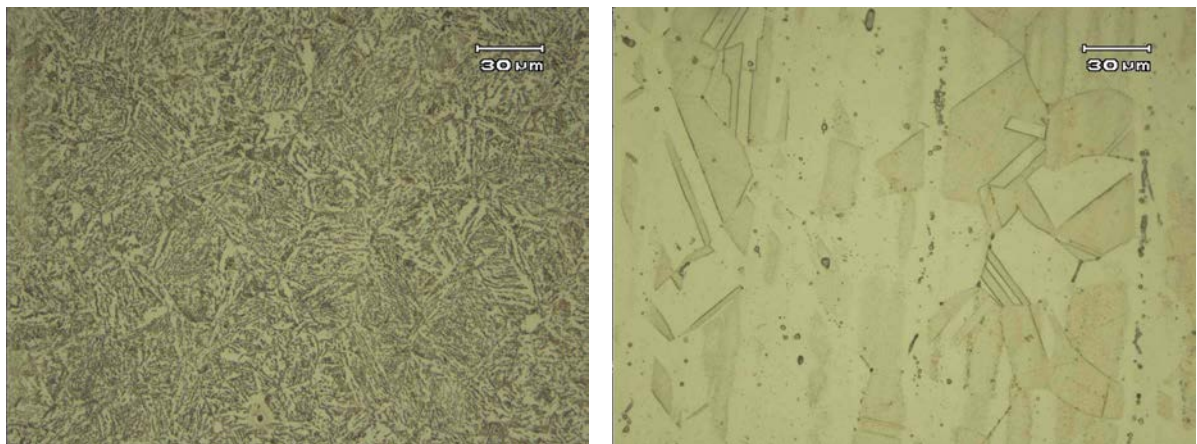


Figura 4.6 Micrografia em MO mostrando a esquerda a microestrutura do pino de aço SAE 4140 e a direita o pino de aço inoxidável AISI 316.

#### 4.4.2 Microestruturas e Tamanho de Grão dos Depósitos com Pino de Aço SAE 8620

As figuras 4.7 e 4.8 mostram as microestruturas do depósito realizado com pino de aço SAE 8620 na condição de deposição 1 ( $F=10,3$  kN e  $V_a=8,5$  mm/s). Na região da interface (ver micrografias 4.7 (a) e (b)), pode-se observar a formação de ligações mecânicas em forma de ondulações e metalúrgicas. Nesta região não foram observadas presenças de vazios, óxidos ou inclusões não metálicas. Na zona termicamente afetada (ZTA) do substrato próximo ao depósito a microestrutura apresentou-se na forma de martensita ( $M_a$ ) com austenita retida ( $\gamma_r$ ), enquanto que no depósito a microestrutura apresentou-se heterogênea com a presença de martensita, bainita superior ( $B_s$ ), bainita coalescida ( $B_c$ ), perlita ( $P_e$ ) (agregado ferrita-carbonetos), ferrita de contornos de grão (ferrita alotriomórfica –  $\alpha_a$  ou primária), ferrita de Widmanstätten ( $\alpha_w$ ). As fases bainíticas foram melhores observadas nas micrografias realizadas em MEV.

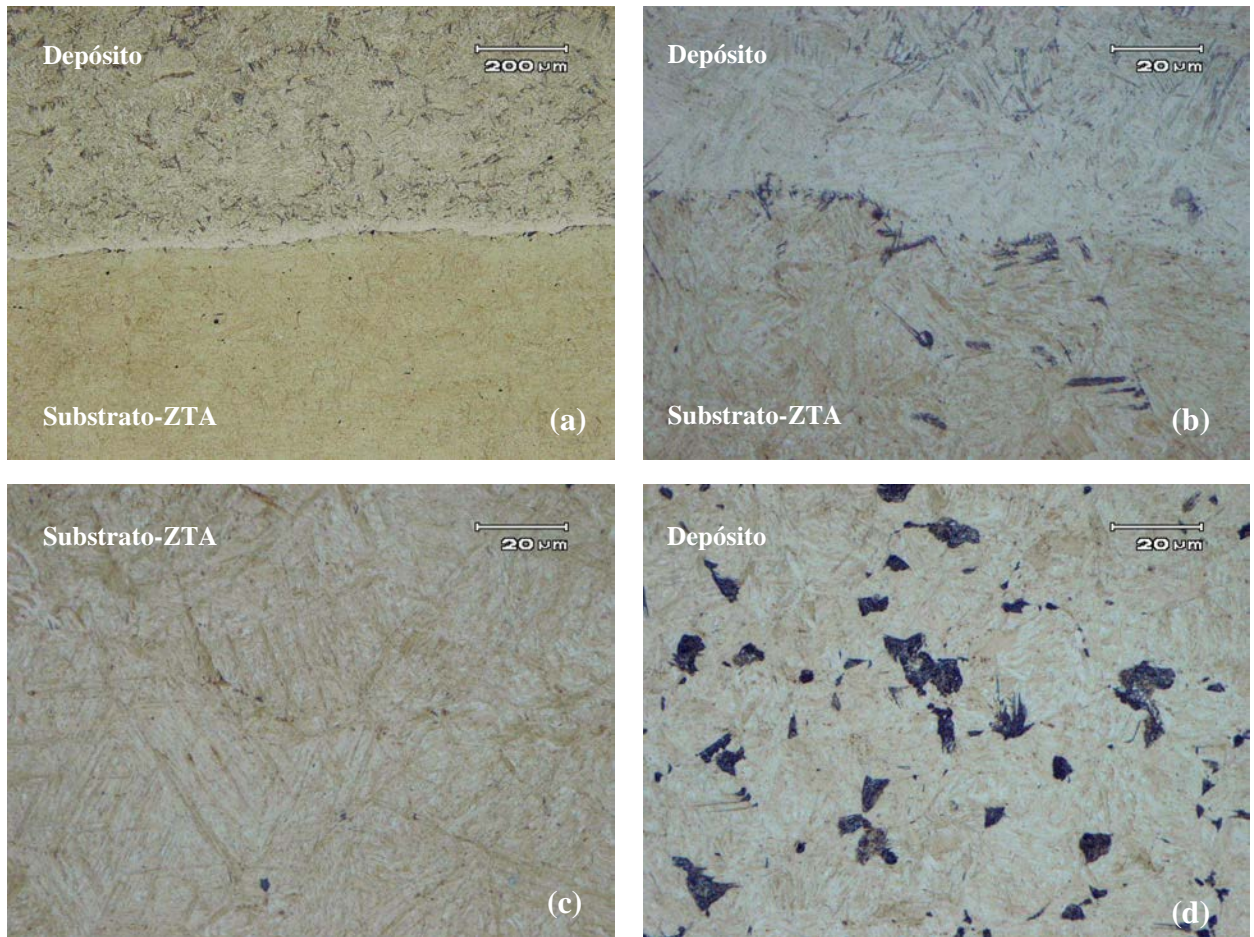


Figura 4.7 Micrografias em MO dos depósitos na condição 1. Em (a) mostra as microestruturas na interface depósito/substrato, (b) a interface com maior aumento, (c) na região da ZTA composta de  $Ma$  e  $\gamma_r$  e (d) do depósito composta de  $Ma$ , bainitas ( $Bs$  e  $Bc$ ),  $Pe$  e ferritas ( $\alpha_a$  e  $\alpha_w$ ).

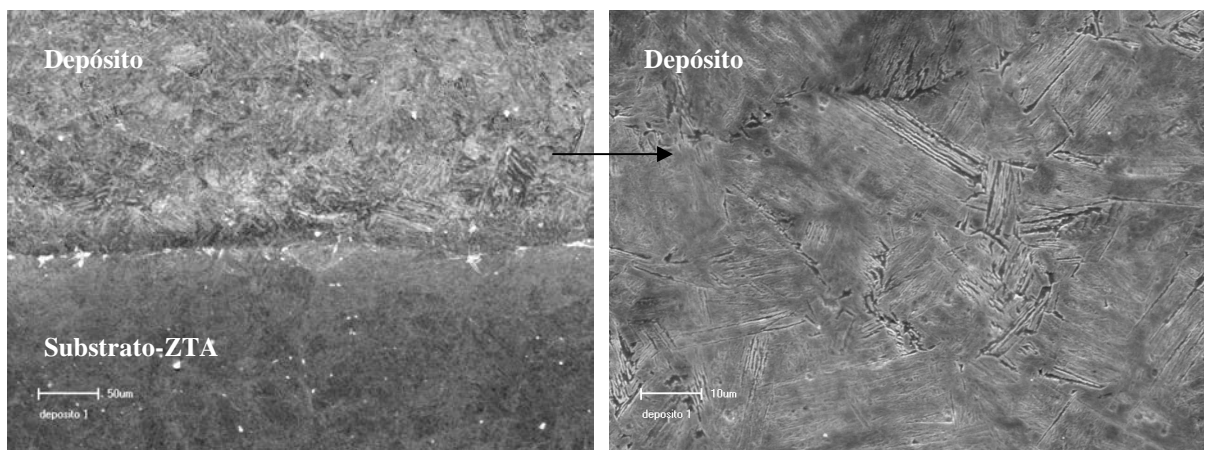


Figura 4.8 Micrografias em MEV dos depósitos na condição 1. À esquerda mostra a interface depósito/substrato e a direita a microestrutura do depósito composta de  $Ma$ , bainitas ( $Bs$  e  $Bc$ ),  $Pe$  e ferritas ( $\alpha_a$  e  $\alpha_w$ ).

As figuras 4.9 e 4.10 mostram as micrografias das microestruturas após o tratamento de revenido na condição de deposição 1. Pode-se observar que ocorreram modificações nas microestruturas. Nos depósitos, a martensita se transformou em ferrita com precipitados de cementita, enquanto que na bainita ocorreu a precipitação de finos carbonetos esferoidizados nos contornos da bainita e no seu interior. Na ZTA ocorreu a transformação da austenita retida por precipitados de carbonetos esferoidizados (cementita) e ferrita, enquanto que a martensita apresentou-se mais refinada.

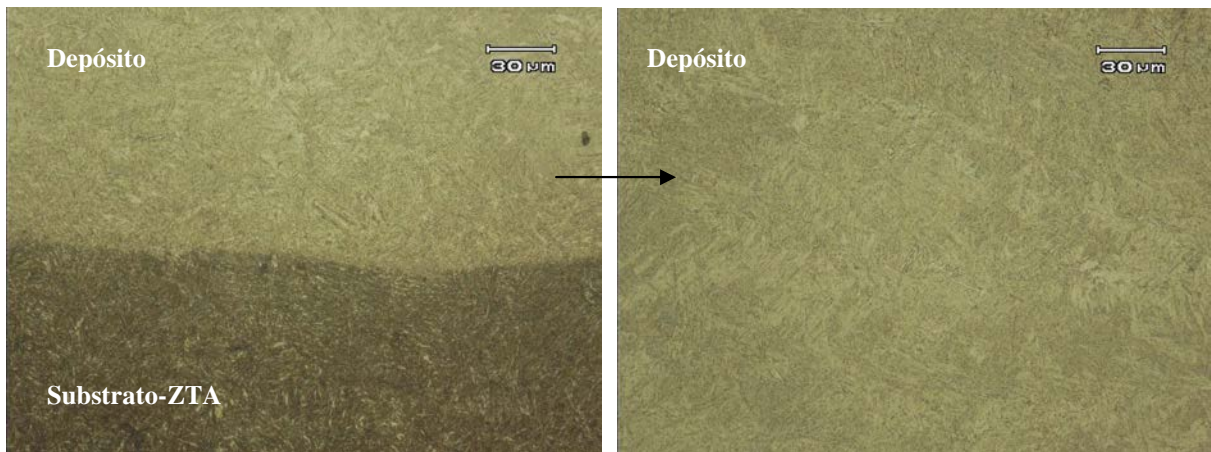


Figura 4.9 Micrografias em MO dos depósitos na condição 1 após o revenido. À esquerda mostra as microestruturas da interface depósito/substrato e a direita a microestrutura do depósito composta de bainitas (Bs e Bc), Pe e ferritas ( $\alpha_a$  e  $\alpha_w$ ) e precipitados finos de cementita esferoidizados.

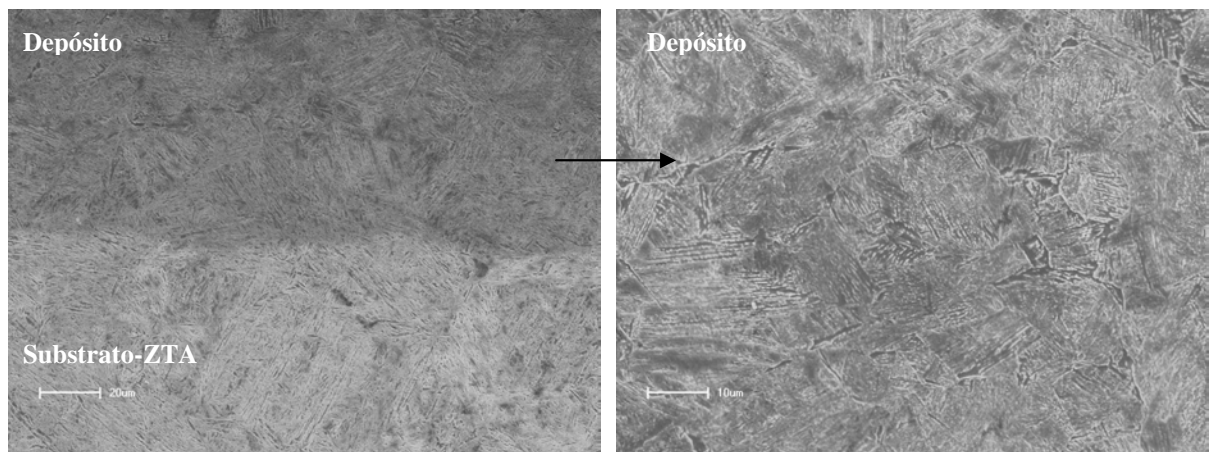


Figura 4.10 Micrografias em MEV dos depósitos na condição 1 após o revenido. À esquerda mostra as microestruturas da interface depósito/substrato e a direita a microestrutura do depósito composta de bainitas (Bs e Bc), Pe e ferritas ( $\alpha_a$  e  $\alpha_w$ ) e precipitados finos de cementita esferoidizados.

As figuras 4.11 e 4.12 mostram as microestruturas do depósito realizado com pino de aço SAE 8620 na condição de deposição 2 ( $F=10,3$  kN e  $V_a=17$  mm/s) como depositado, enquanto que as figuras 4.13 e 4.14 mostram as microestruturas dos depósitos após o revenido. As microestruturas encontradas foram similares as descritas na condição 1.

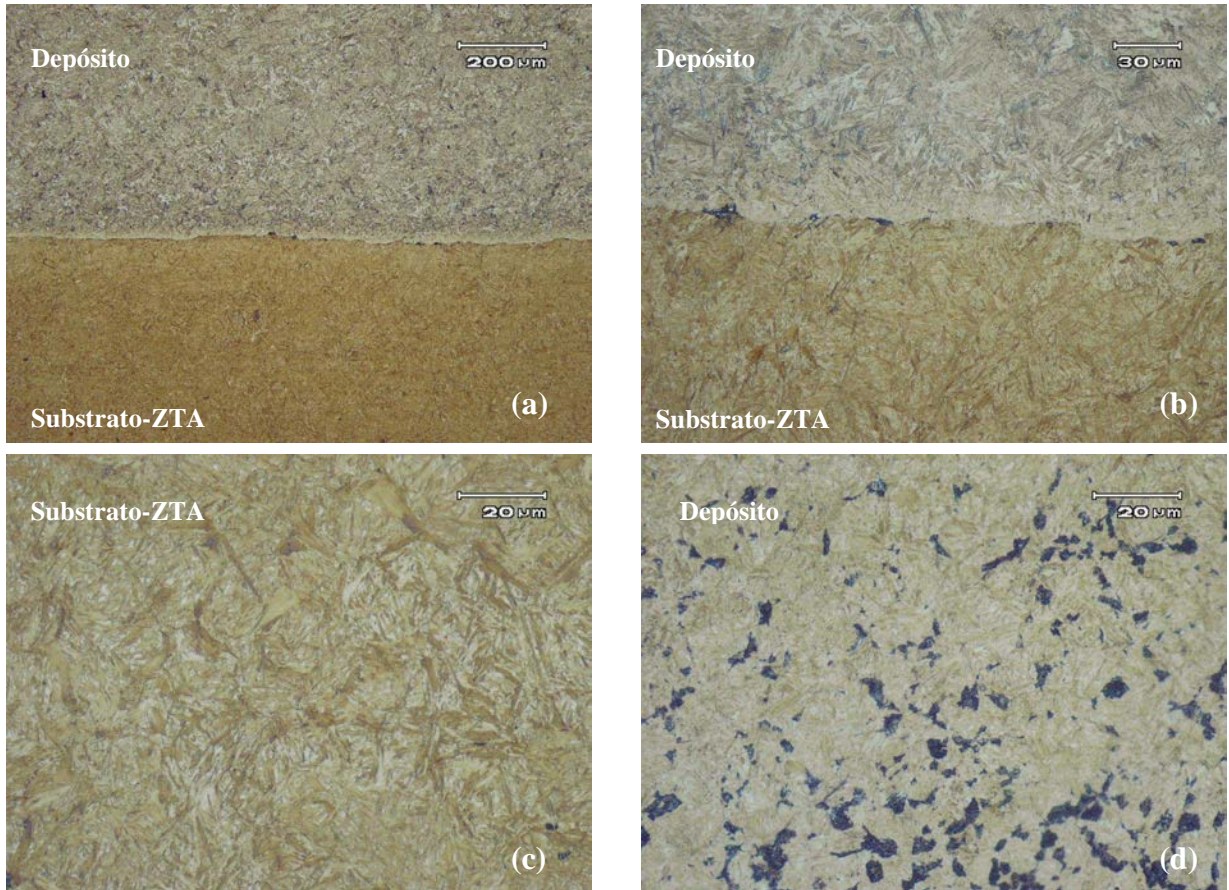


Figura 4.11 Micrografias em MO dos depósitos na condição 2. Em (a) as microestruturas da interface depósito/substrato, (b) a interface com maior aumento, (c) região da ZTA composta de  $M_a$  e  $\gamma_r$  e (d) microestrutura do depósito composta de  $M_a$ , bainitas ( $B_s$  e  $B_c$ ), Pe e ferritas ( $\alpha_a$  e  $\alpha_w$ ).

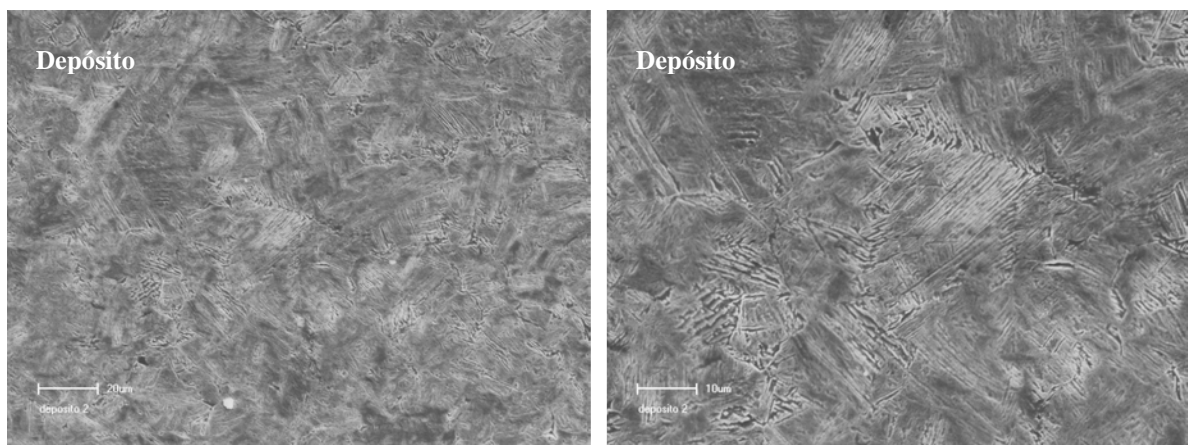


Figura 4.12 Micrografias em MEV dos depósitos na condição 2. À esquerda mostra a microestrutura do depósito e a direita a microestrutura do depósito com maior aumento composta de  $M_a$ , bainitas ( $B_s$  e  $B_c$ ), Pe e ferritas ( $\alpha_a$  e  $\alpha_w$ ).

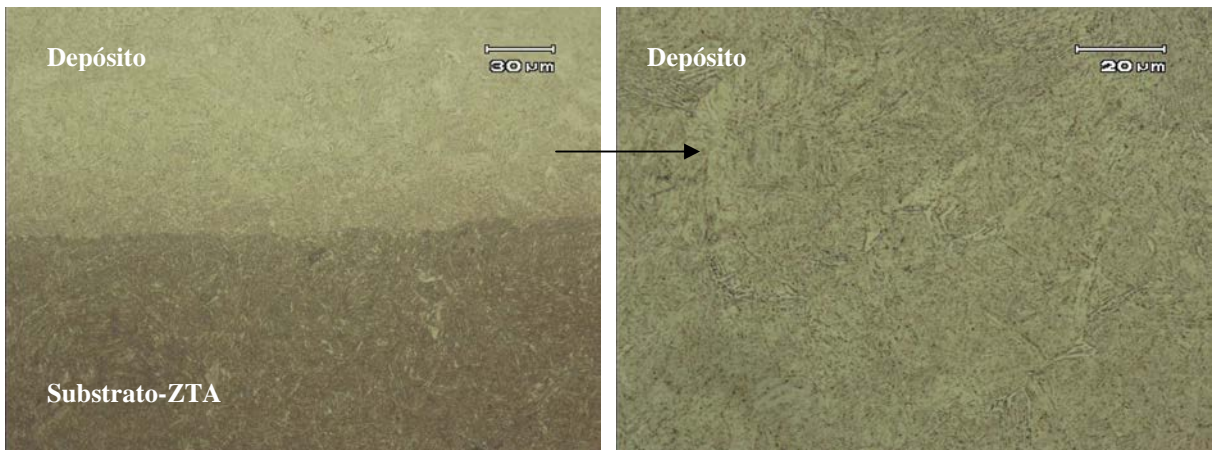


Figura 4.13 Micrografias em MO dos depósitos na condição 2 após o revenido. A micrografia à esquerda mostra as microestruturas da interface depósito/substrato e a direita do depósito composta de bainitas (Bs e Bc), Pe e ferritas ( $\alpha_a$  e  $\alpha_w$ ) e precipitados finos de cementita esferoidizados.

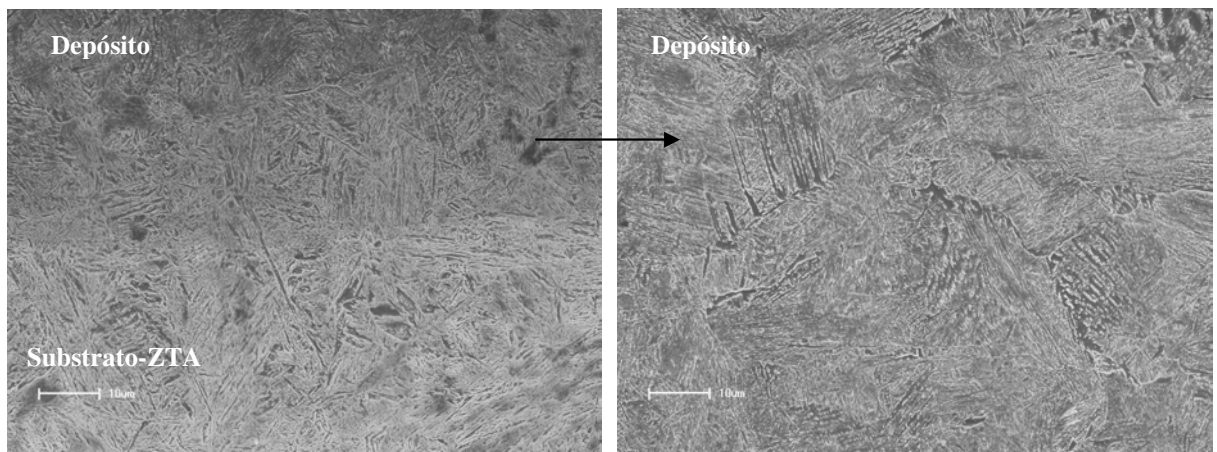


Figura 4.14 Micrografias em MEV dos depósitos na condição 2 após o revenido. À esquerda mostra as microestruturas da interface depósito/substrato e a direita do depósito composta de bainitas (Bs e Bc), Pe e ferritas ( $\alpha_a$  e  $\alpha_w$ ) e precipitados finos de cementita esferoidizados.

Na condição de deposição 4 ( $F = 13,7$  kN e  $V_a = 17$  mm/s) as microestruturas estão representadas pelas micrografias da figura 4.15 e 4.16 como depositado e das figuras 4.17 e 4.18 após o revenido. Da mesma forma, as microestruturas encontradas são similares as da condição 1, conforme pode-se observar nas figuras a seguir.

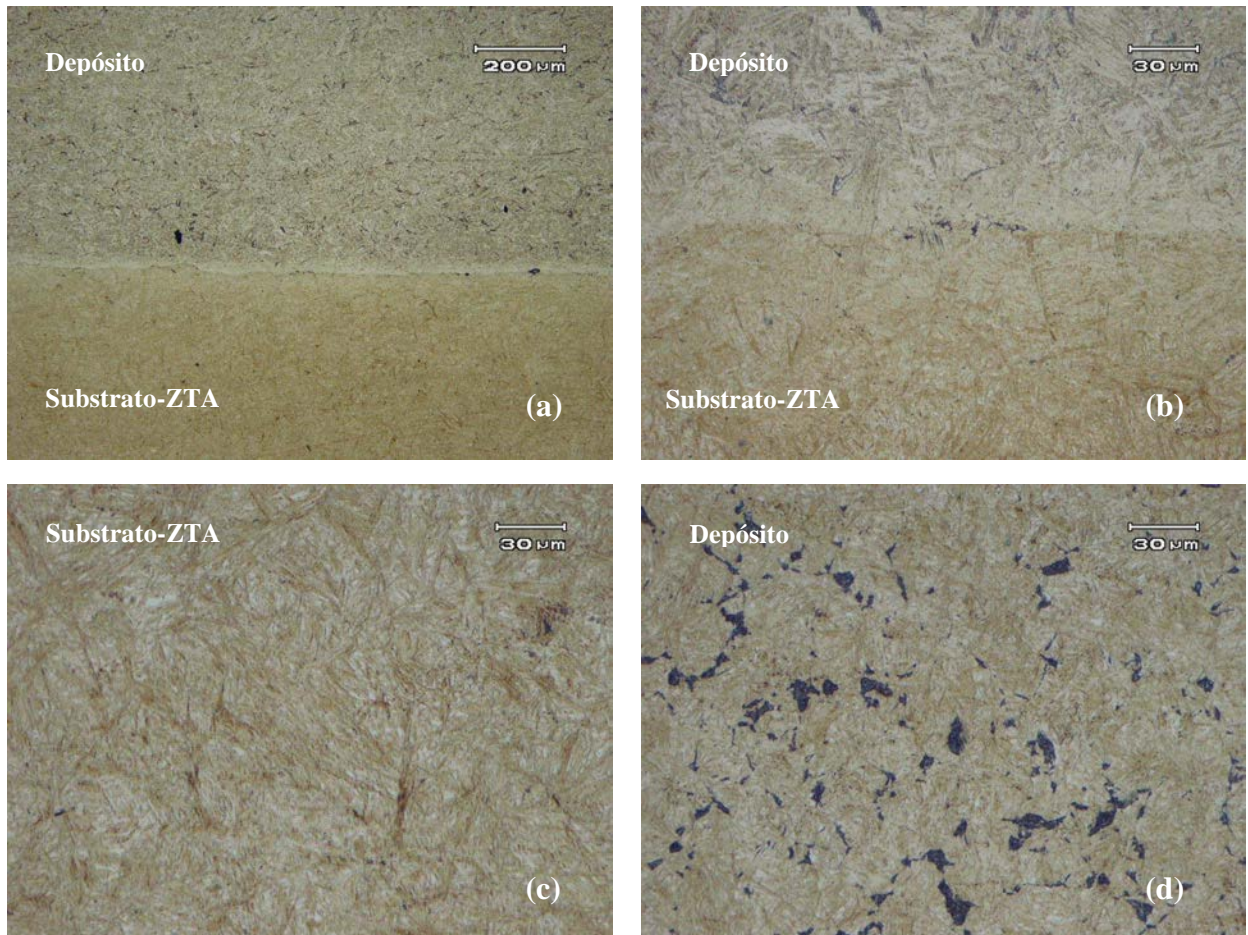


Figura 4.15 Micrografias em MO dos depósitos na condição 4. Em (a) as microestruturas da interface depósito/substrato, (b) interface com maior aumento, (c) região da ZTA composta de  $Ma$  e  $\gamma_r$  e (d) microestrutura do depósito composta de  $Ma$ , bainitas ( $Bs$  e  $Bc$ ),  $Pe$  e ferritas ( $\alpha_a$  e  $\alpha_w$ ).

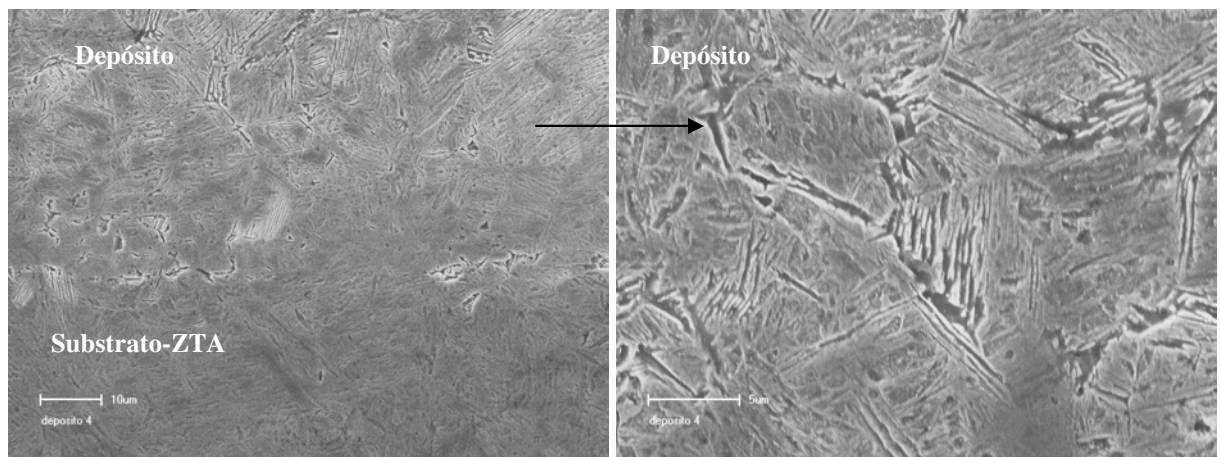


Figura 4.16 Micrografias em MEV dos depósitos na condição 4. À esquerda mostra as microestruturas da interface depósito/substrato e a direita do depósito composta de  $Ma$ , bainitas ( $Bs$  e  $Bc$ ),  $Pe$  e ferritas ( $\alpha_a$  e  $\alpha_w$ ).

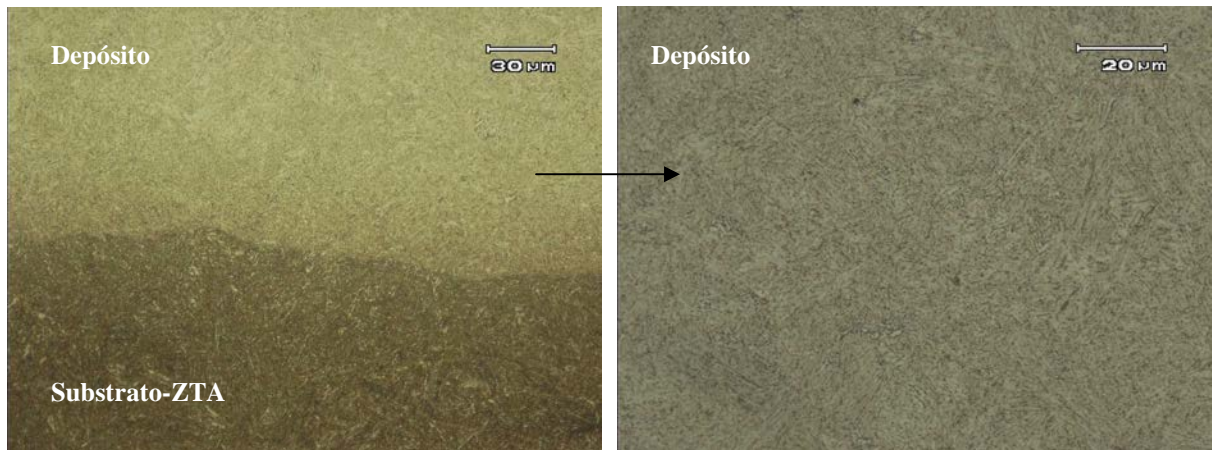


Figura 4.17 Micrografias em MO dos depósitos na condição 4 após o revenido. À esquerda mostra as microestruturas da interface depósito/substrato e a direita do depósito composta de bainitas (Bs e Bc), Pe e ferritas ( $\alpha_a$  e  $\alpha_w$ ) e precipitados finos de cementita esferoidizados.

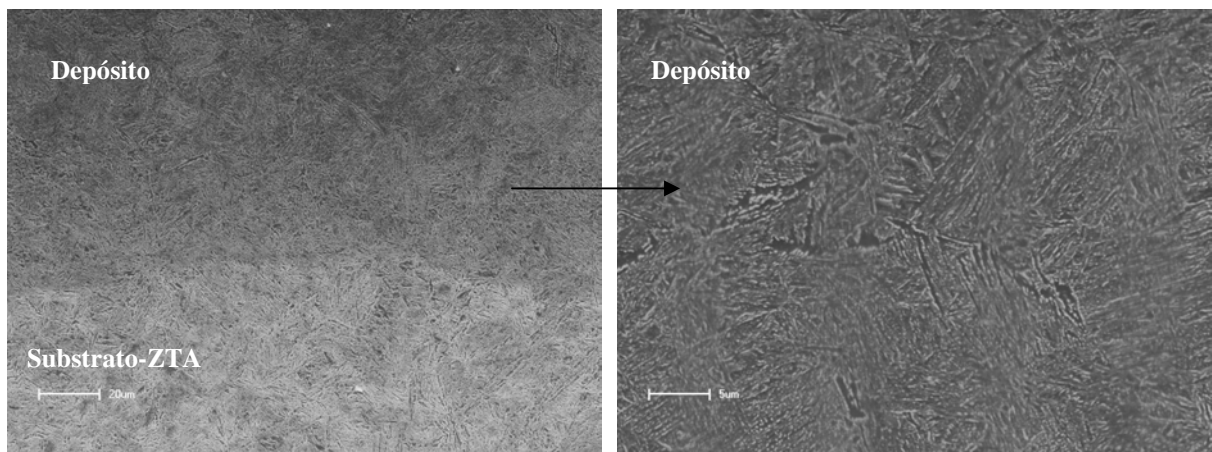


Figura 4.18 Micrografias em MEV dos depósitos na condição 4 após o revenido. À esquerda mostra as microestruturas da interface depósito/substrato e a direita do depósito composta de bainitas (Bs e Bc), Pe e ferritas ( $\alpha_a$  e  $\alpha_w$ ) e precipitados finos de cementita esferoidizados.

Na análise das microestruturas dos depósitos com pino consumível de aço SAE 8620 foi observada uma heterogeneidade de microestruturas, com a presença de martensita, bainitas (superior e coalescida), perlita (agregado ferrita-carbonetos) e ferritas (de contornos de grão e de Widmanstätten) na condição como depositada e em todas as combinações de parâmetros (1, 2 e 4). A diferença das microestruturas do pino de aço SAE 8620 antes e depois da deposição mostra que a temperatura dos depósitos alcançou a região de austenitização do material. Estas microestruturas podem ser explicadas pelo histórico térmico da deposição e pela deformação imposta pelo processo.

O diagrama de resfriamento contínuo do material (ver figura 4.19) pode nos dar uma previsão qualitativa das possíveis microestruturas. De acordo com as medidas de temperaturas realizadas com termopares, que serão discutidas mais adiante, pode-se constatar que estas



microestruturas encontradas estão de acordo com o previsto no diagrama, porém as quantidades destes microconstituintes dependerão da deformação devido ao processo e ao histórico térmico de aquecimento e resfriamento dos depósitos.

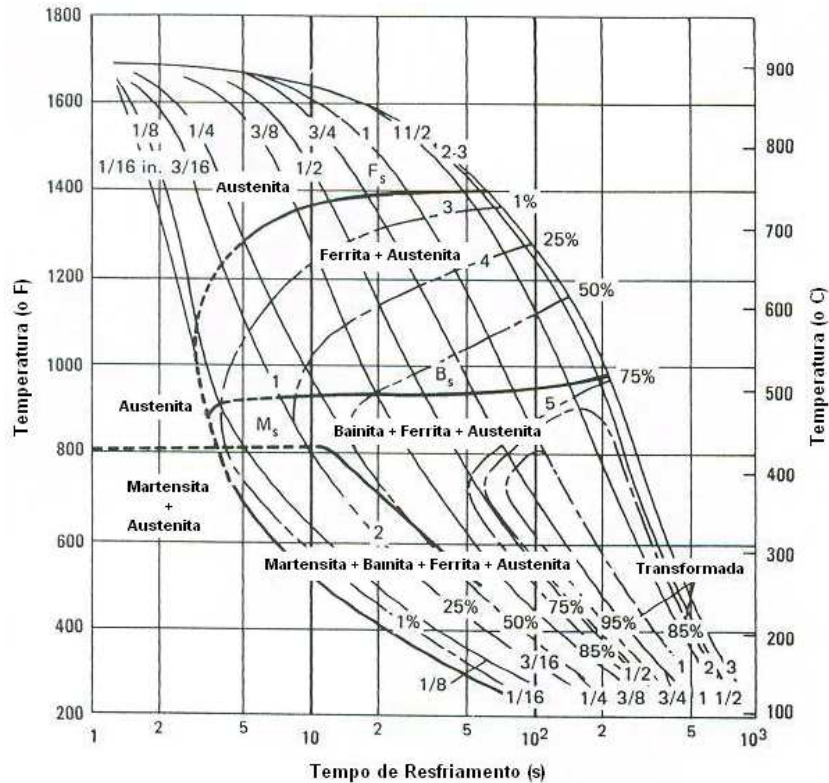


Figura 4.19 Diagrama de resfriamento contínuo do aço SAE 8620 (adaptado de ASM 1995).

As microestruturas presentes podem ser explicadas segundo as teorias de Thewlis (THEWLIS 2004) mostradas no item de 2.8 (pg.38). De acordo com Thewlis, em temperaturas elevadas o regime de transformação de fases é de forma reconstitutiva, a qual envolve movimento de átomos e as reações são controladas por difusão. As principais fases e constituintes formados são a ferrita e a perlita. A ferrita alotriomórfica é normalmente a primeira fase a se formar nos contornos de grãos austeníticos durante o resfriamento abaixo da temperatura  $A_{e3}$ . Segundo o IIW esta ferrita é denominada de ferrita primária alotriomórfica de contornos de grão.

A formação da perlita pode ocorrer através dos contornos de grãos ou a partir de heterogeneidades como uma inclusão. A nucleação da ferrita ou da cementita para iniciar a transformação perlítica dependerá da composição química do material, pois a taxa de crescimento da perlita é controlada pela difusão do carbono. O crescimento da perlita ocorre com a formação de lamelas alternadas de ferrita e cementita (ver a figura 2.38).

A medida que ocorre o resfriamento o regime de transformação de fases muda de reconstrutivo para displacivo, onde o controle da transformação de fase é regido por esforços cisalhantes ao invés de difusão. O processo de difusão não cessa, somente diminui. As principais fases formadas no regime displacivo são a ferrita de Widmanstätten, a bainita e a martensita. A formação da ferrita de Widmanstätten e da bainita é similar, porém no caso da ferrita uma força motriz menor é necessária (THEWLIS 2004).

Quanto a ferrita de Widmanstätten e a bainita, o IIV classifica com ferrita de segunda fase (FS), porém segundo Thewlis, quando for possível deve ser feita a distinção entre estas fases.

Comparando os resultados das micrografias com a literatura observou-se que um dos constituintes encontrados foi a bainita coalescida. Esta fase também foi encontrada no trabalho realizado por Mazzaferro (MAZZAFERRO 2008) em soldagem por fricção em aços TRIP.

Observando a complexidade da formação destas fases fica difícil quantificar e qualificar as mesmas, pois estas são dependentes de diversas variáveis como: temperatura, tempo, taxa de resfriamento, deformação, taxa de deformação, composição química, quantidade de inclusões, etc.

Quanto a microestrutura do substrato de aço SAE 1070, a região afetada pelo calor apresentou-se composta de martensita e austenita retida. Nos aços a austenita é estável em temperaturas acima das linhas  $A_{C3}$  e  $A_{Cm}$ . Resfriando o material partir destas temperaturas, a austenita torna-se instável e decompõe-se em novos microconstituintes que dependerão da composição química do aço e da taxa de resfriamento. Quando a transformação envolve o processo de difusão (ex: formação da ferrita e perlita) a reação é essencialmente completa não tendo austenita remanescente. Isto ocorre em transformações em altas temperaturas. Em aços baixo carbono estas transformações ocorrem em temperaturas entre a linha  $A_{C3}$  e em torno de 400 °C. Por outro lado, a martensita é um produto de transformação em baixa temperatura. No caso dos aços baixo carbono e baixa liga, a martensita se forma na faixa de 450 a 200 °C, ao passo que materiais com alto carbono tem a transformação martensítica na faixa de 200 °C até próximo a -100 °C. Se na têmpera parte da transformação da martensita ficar abaixo da temperatura do meio de têmpera, a transformação da austenita para martensita permanecerá incompleta e a austenita ficará retida na microestrutura final, por essa razão a presença de austenita retida é esperada. Em resumo, a quantidade de austenita retida é determinada pelo teor de carbono, das temperaturas de têmpera e do meio de resfriamento. Para a maioria das aplicações a austenita retida em pequenas quantidades é aceitável, porém em excesso pode

causar problemas como: redução da dureza, resistência ao desgaste e a resistência à fadiga (ASM 1999).

Na condição após o tratamento térmico de revenido, observou-se que as microestruturas dos depósitos apresentaram um pouco modificadas em relação a condição como depositado. O revenimento produziu a transformação da martensita de baixo carbono em ferrita e precipitados de finos carbonetos esferoidizados. Estes carbonetos em sua grande parte são na forma de cementita. Nas bainitas estes carbonetos se precipitaram tanto nos contornos das ripas com no interior destas, aumentando a quantidade do constituinte denominado de bainita coalescida.

Segundo Krauss (KRAUSS 2005), o tratamento térmico de revenido é realizado para aumentar a tenacidade em microestruturas martensíticas na condição como temperada, diminuir a dureza e a resistência mecânica, os quais dependerão da temperatura e do tempo do tratamento. A faixa de temperatura para o revenido é bem ampla, podendo ser utilizada entre 100 a 700 °C (abaixo da linha  $A_1$ ), sendo que a escolha desta temperatura é determinada pelo balanço de dureza e tenacidade exigido em serviço.

O revenido é dividido em três estágios, os quais são:

- Estágio 1 – ocorre a formação de carbonetos de transição (carbonetos épsilon ( $\epsilon$ ) ou eta ( $\eta$ )) e a redução do teor de carbono da matriz martensítica para aproximadamente 0,25% (100 a 250 °C);
- Estágio 2 – há a transformação da austenita retida em ferrita e cementita (200 a 300 °C);
- Estágio 3 – ocorre a substituição dos carbonetos de transição e da martensita de baixo carbono para ferrita e cementita (250 a 350 °C).

Nas microestruturas da ZTA do substrato, ocorreu a transformação da austenita retida em ferrita e cementita (carbonetos) eliminando assim a superaturação do carbono da matriz martensítica. Desta forma ocorre a mudança da martensita da forma tetragonal tornando sua estrutura cristalina para forma cúbica (a qual poderíamos denominar de ferrita), porém ainda é denominada de martensita revenida devido a sua origem martensítica e da forma de ripas ou placas.

Continuando com a avaliação dos resultados das microestruturas, na figura 4.20 foram colocadas as micrografias com os tamanhos de grãos austeníticos prévios do material antes do processamento e depois do processamento de deposição nas condições 1, 2 e 4.

Observa-se nestas micrografias que no material antes do processamento os grãos apresentam-se com tamanho médio ASTM de 10 ( $\approx 11 \mu\text{m}$  de diâmetro médio). Após o processamento a deposição os grãos apresentaram visualmente mais deformados, porém

observou-se a presença de uma heterogeneidade no tamanho dos grãos, tendo tamanhos bem pequenos de grãos, em torno de ASTM 10 ( $\approx 11 \mu\text{m}$  de diâmetro médio) e grãos maiores com tamanho ASTM 7 ( $\approx 32 \mu\text{m}$  de diâmetro médio).

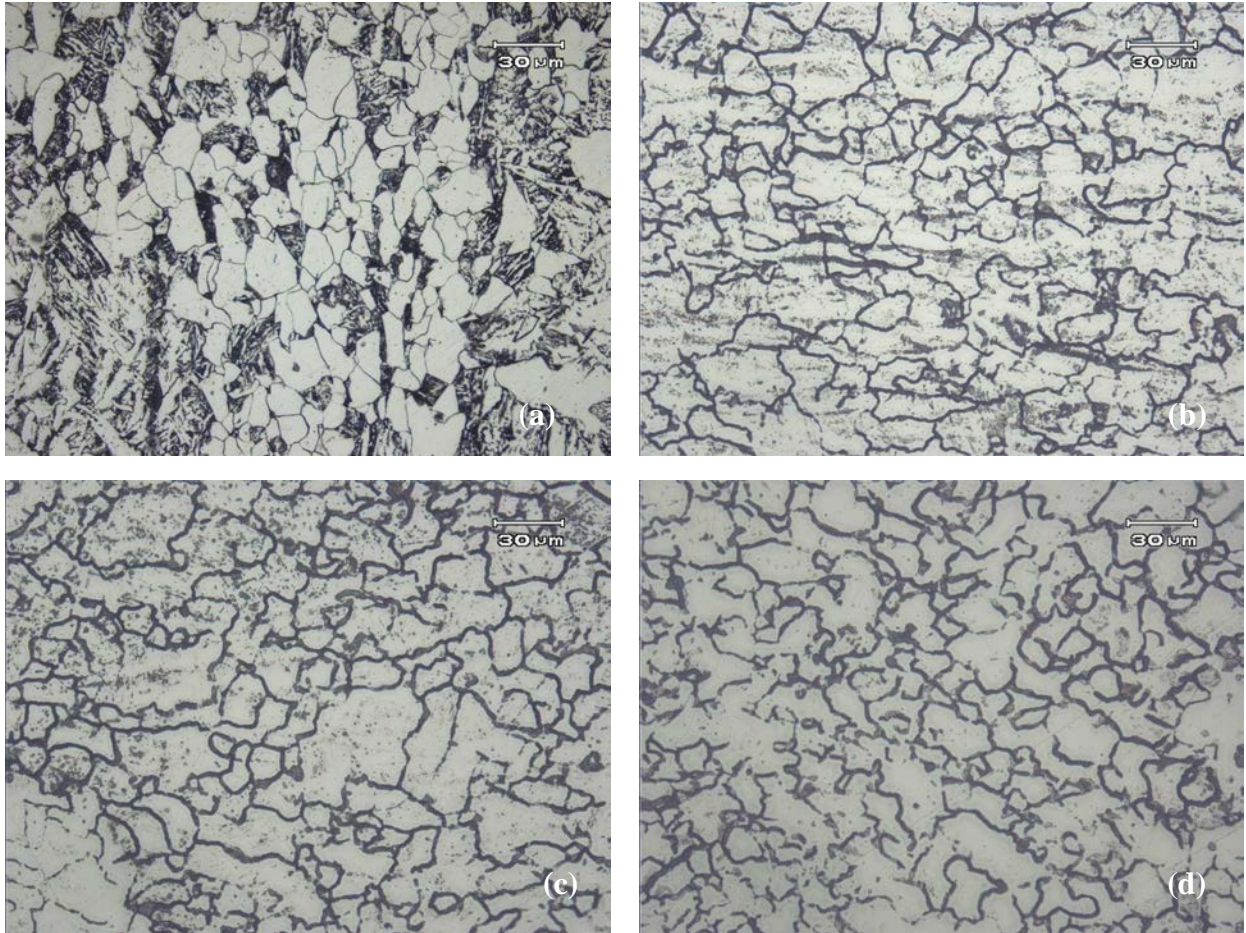


Figura 4.20 Micrografias em MO mostrando o tamanho de grão austenítico prévio do pino de aço SAE 8620 nas diferentes condições. Em (a) material antes da deposição; (b) depósito na condição 1; (c) na condição 2 e (d) na condição 4.

Na condição de deposição 4, observou-se que a diferença de tamanho de grão foi menor. Os valores medidos baseados na regra de intersecção estão apresentados na tabela 4.5.

Tabela 4.5 Tamanho de grão austenítico prévio do pino de aço SAE 8620 e dos depósitos nas condições 1,2 e 4, baseado na norma ASTM E112-10.

Condição	Tamanho de Grão
Antes do Processamento	10
Condição 1	9,5
Condição 2	9,5
Condição 4	9,5

Segundo Mazzaferro (MAZZAFERRO 2008), quando um material é submetido a deformação, inicialmente ocorre um aumento no número de discordâncias, o que provoca o encruamento. Quando esta deformação atinge um nível crítico e se a deformação é aplicada a uma determinada faixa de temperatura, ocorre a recristalização dinâmica, o que significa que para a minimização da energia do sistema, as discordâncias se reorganizam formando novas fronteiras de grãos, tendo como resultado o refino microestrutural.

Durante a deformação alguns grãos podem crescer o que caracteriza a recristalização metadinâmica. Após o fim da deformação, se houver energia armazenada suficiente nos grãos, para sua minimização ocorre o aumento do tamanho de grãos maiores a custa dos menores, através do movimento das fronteiras dos grãos, fenômeno conhecido como recristalização estática.

A cinética de recristalização depende de fatores como composição química do material, tamanho de grão inicial, temperatura e taxa de deformação. Então esta heterogeneidade no tamanho de grão dos depósitos pode ser explicada em termos de recristalização e o histórico termomecânico na qual foram submetidos.

Segundo Padilha et al (PADILHA 2005) existem 7 “leis” para ocorrer a recristalização que foram determinadas por Burke e Turnbull em 1952, as quais são:

- 1) Para que ocorra a recristalização é necessária uma deformação mínima;
- 2) Quanto menor o grau de deformação, mais alta é a temperatura para início da recristalização;
- 3) Quanto mais longo o tempo de recozimento, menor é a temperatura necessária para a ocorrência da recristalização;
- 4) O tamanho de grão final depende (fortemente) do grau de deformação e (fracamente) da temperatura de recozimento. Quanto maior o grau de deformação e/ou menor a temperatura de recozimento, menor será o tamanho de grão final;
- 5) Quanto maior o tamanho de grão original, maior é o grau de deformação necessário para que a recristalização se complete no mesmo tempo e temperatura de recozimento;
- 6) O grau de redução necessário para se obter um mesmo encruamento aumenta com o aumento da temperatura de deformação. Para um dado grau de redução, quanto maior a temperatura de deformação, maior é a temperatura de recristalização e maior é o tamanho de grão final;
- 7) O aquecimento continuado após o término da recristalização causa o crescimento de grão.

#### 4.4.3 Microestruturas e Tamanho de Grão dos Depósitos com Pino de Aço SAE 4140

As figuras 4.21 e 4.22 mostram as microestruturas do depósito realizado com pino de aço SAE 4140 na condição de deposição 5 ( $F = 10,3 \text{ kN}$  e  $V_a = 8,5 \text{ mm/s}$ ) e no estado como depositado. Na região da interface, pode-se observar a formação de ligações mecânicas em forma de ondulações e ligações metalúrgicas. Nesta região de interface não foram observadas presenças de vazios, produto de oxidação e/ou inclusões.

As microestruturas dos depósitos apresentaram-se na forma de martensita em forma de ripas, bainitas (superior e coalescida) e austenita retida. Na zona termicamente afetada (ZTA) do substrato a microestrutura apresentou-se na forma de martensita com austenita retida.

As micrografias das figuras 4.23 e 4.24 mostram as microestruturas encontradas após o tratamento de revenido. Observou-se uma maior quantidade de bainitas na forma coalescida e precipitados finos de cementita dispersos nas ripas das bainitas e da martensita revenidas. Na região da ZTA ocorreu a transformação da austenita retida em ferrita e cementita, tendo então como microestrutura final a martensita revenida com grãos de ferrita e precipitados de cementita.

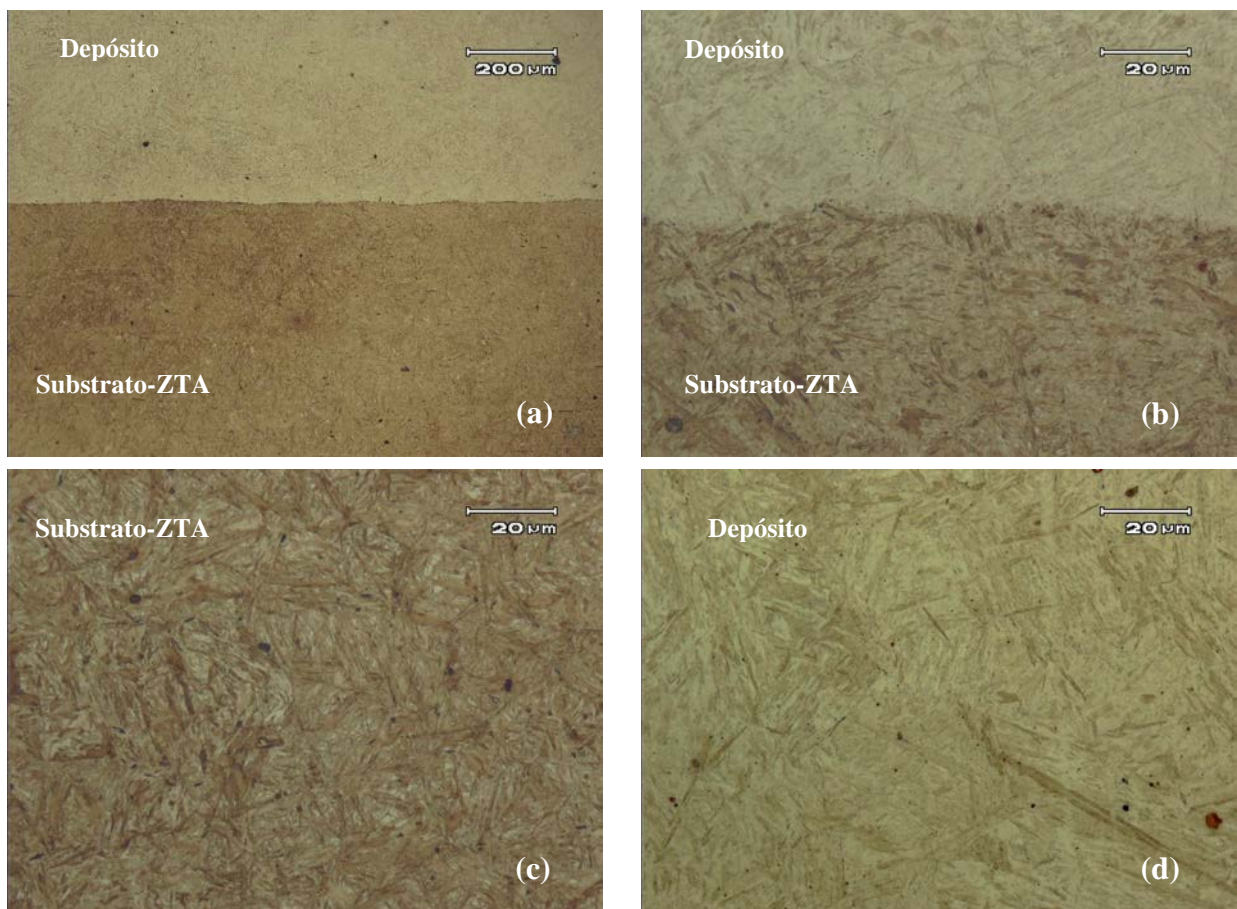


Figura 4.21 Micrografias em MO dos depósitos na condição 5. Em (a) mostra a interface depósito/substrato, em (b) a interface com maior aumento, em (c) da ZTA composta de  $M_a$  e  $\gamma_r$  e em (d) o depósito composta de ripas de  $M_a$ ,  $B_s$ ,  $B_c$  e  $\gamma_r$ .

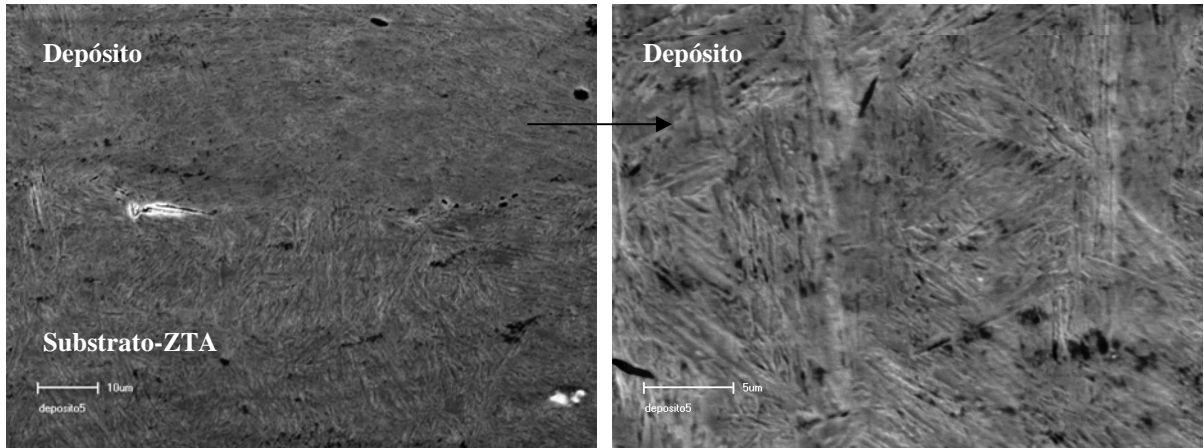


Figura 4.22 Micrografias em MEV dos depósitos na condição 5. À esquerda mostra a interface depósito/substrato e a direita a microestrutura do depósito composta de ripas de Ma, Bs, Bc e  $\gamma_r$ .

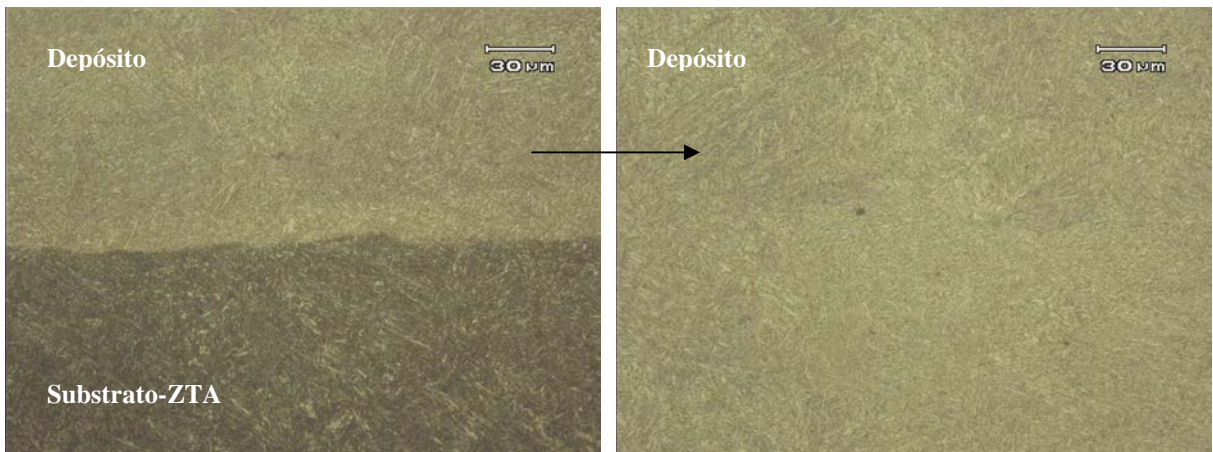


Figura 4.23 Micrografias em MO dos depósitos na condição 5 e após o revenido. À esquerda mostra as microestruturas na interface depósito/substrato e a direita a microestrutura do depósito composta de ripas de Ma revenida e bainitas revenidas (Bs e Bc).

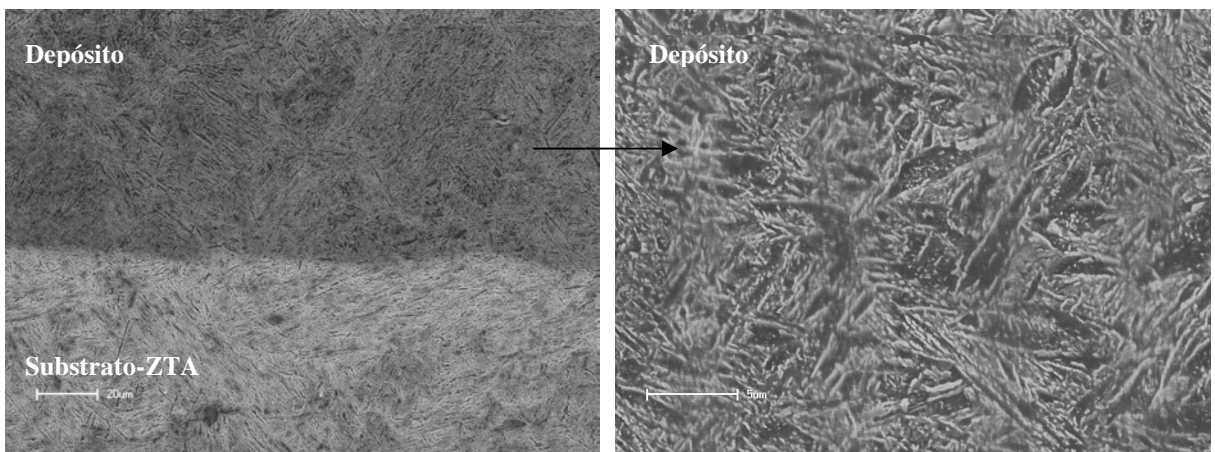


Figura 4.24 Micrografias em MEV dos depósitos na condição 5 após o revenido. À esquerda mostra as microestruturas da interface depósito/substrato e a direita a microestrutura do depósito composta de ripas de Ma revenidas e bainitas revenidas (Bs e Bc).

As figuras 4.25 e 4.26 mostram as microestruturas relativas ao depósito realizado com pino de aço SAE 4140 na condição de deposição 6 ( $F = 10,3 \text{ kN}$  e  $V_a = 17 \text{ mm/s}$ ) no estado como depositado.

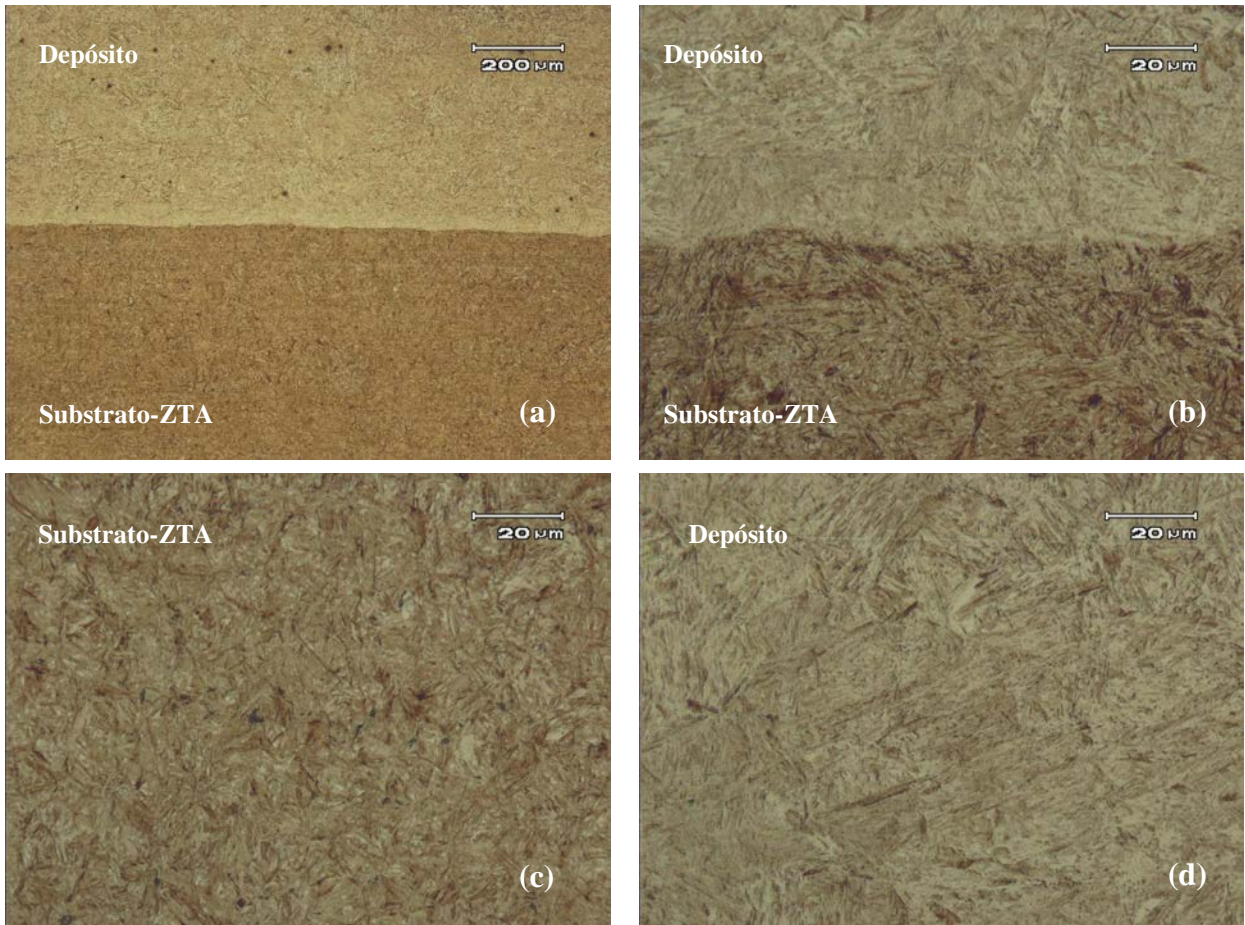


Figura 4.25 Micrografias em MO dos depósitos na condição 6. Em (a) mostra as microestruturas na interface depósito/substrato, em (b) a interface com maior aumento, (c) na ZTA composta de  $Ma$  e  $\gamma_r$  e em (d) a microestrutura do depósito com ripas de  $Ma$ , bainitas ( $B_s$  e  $B_c$ ) e  $\gamma_r$ .

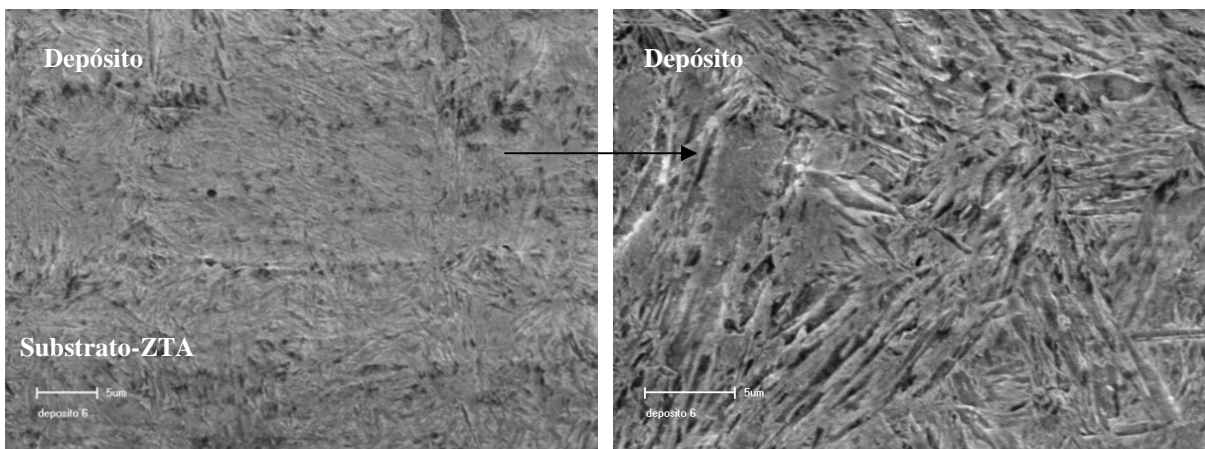


Figura 4.26 Micrografias em MEV dos depósitos na condição 6. À esquerda mostra a interface depósito/substrato e a direita a microestrutura do depósito composta de ripas de  $Ma$ , bainitas ( $B_s$  e  $B_c$ ) e  $\gamma_r$ .



Nas figuras 4.27 e 4.28 mostram as micrografias após o tratamento de revenido. Observou-se que as microestruturas nesta condição de deposição apresentaram-se similares a condição 5 tanto no estado como depositado como no estado revenido.

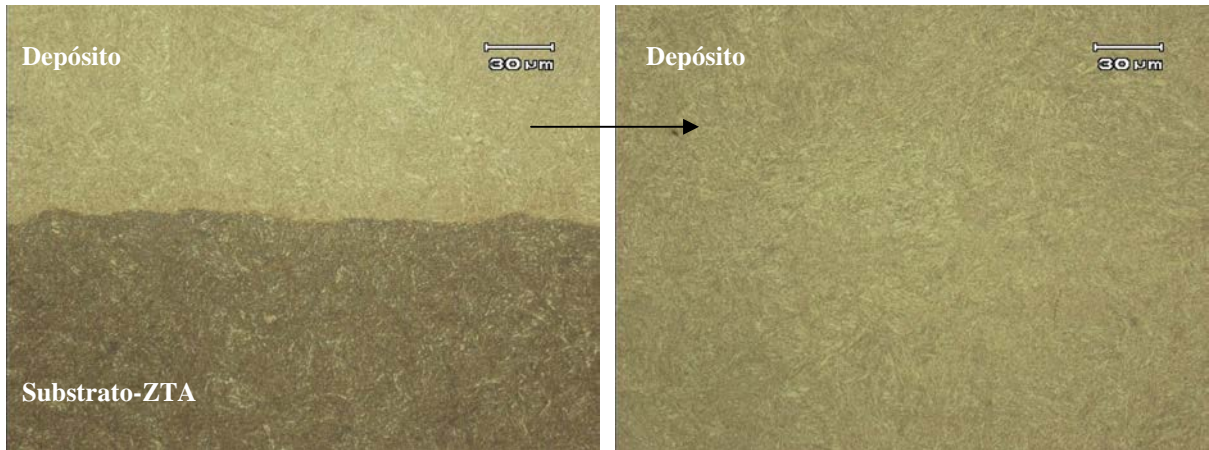


Figura 4.27 Micrografias em MO dos depósitos na condição 6 após o revenido. A esquerda mostra a microestrutura da interface depósito/substrato e a direita a microestrutura do depósito com ripas de Ma revenidas e bainitas revenidas (Bs e Bc).

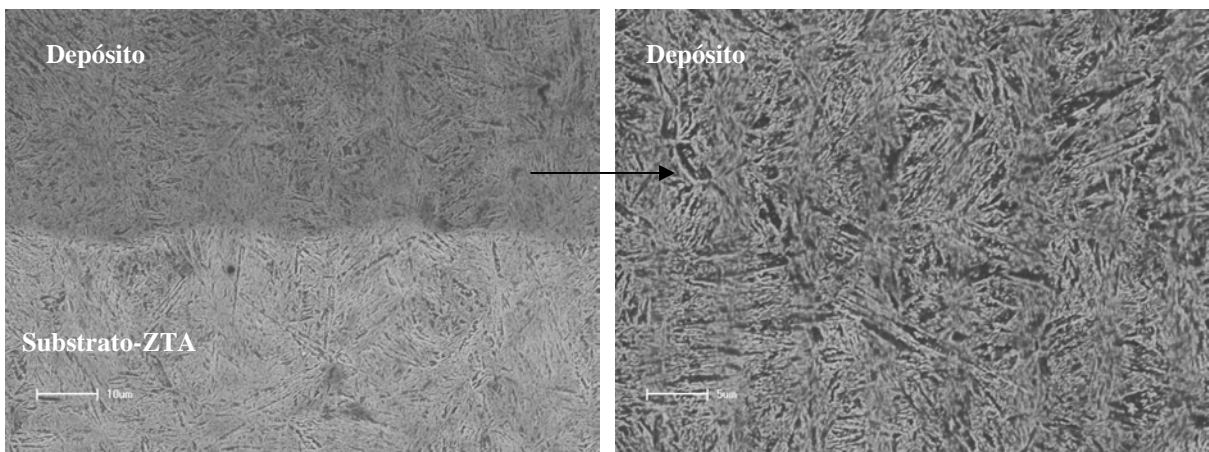


Figura 4.28 Micrografias em MEV dos depósitos na condição 6 com revenido. À esquerda mostra a interface depósito/substrato e a direita a microestrutura do depósito composta de ripas de Ma revenidas e bainitas revenidas (Bs e Bc).

O depósito na condição de deposição 8 no estado como depositado ( $F=13,7$  kN e  $V_a=17$  mm/s) está representado pelas micrografias das figuras 4.29 e 4.30. As micrografias após o revenido estão apresentadas nas figuras 4.31 e 4.32.

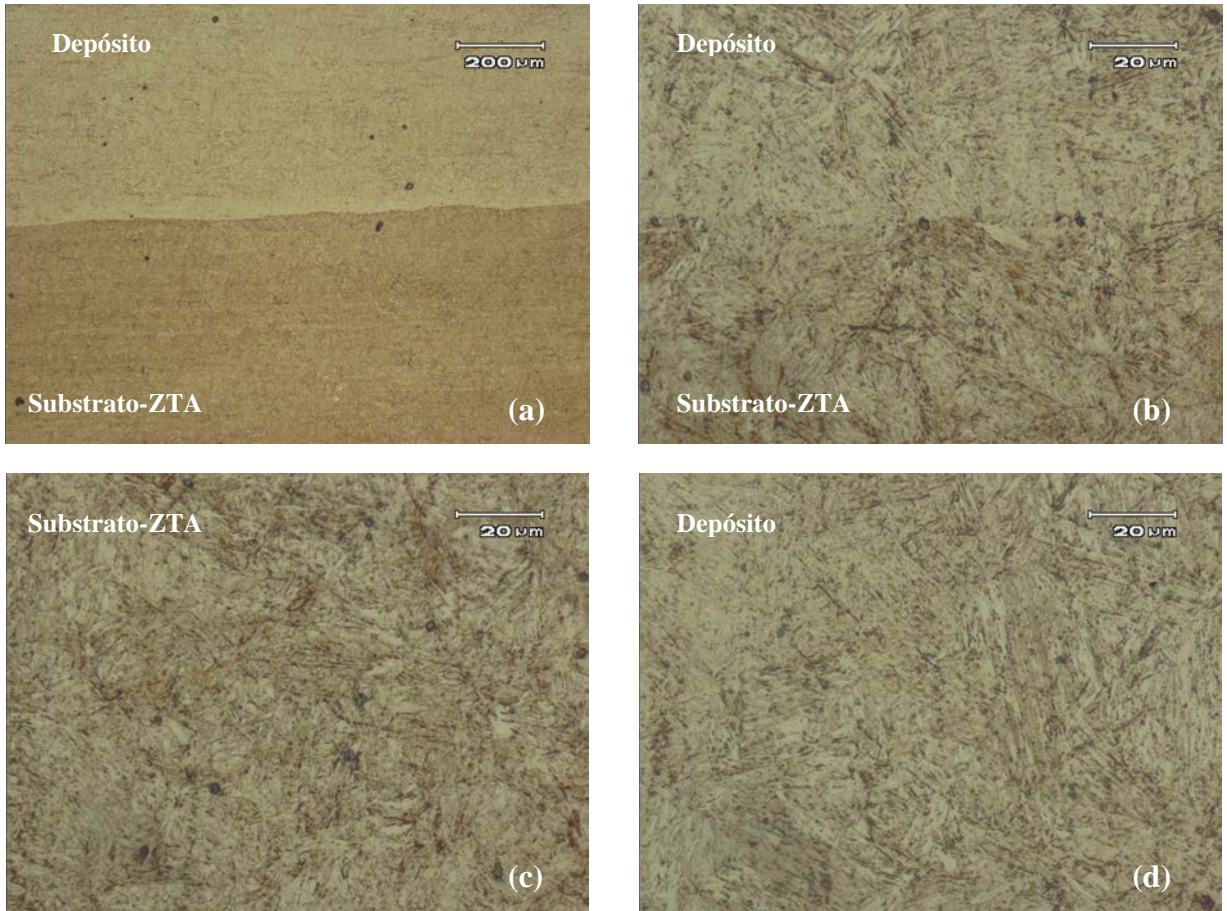


Figura 4.29 Micrografias em MO dos depósitos na condição 8. A micrografia (a) mostra a interface depósito/substrato, em (b) a interface com maior aumento, (c) a região da ZTA composta de  $Ma$  e  $\gamma_r$  e em (d) do depósito composta de  $Ma$  em forma de ripas, bainitas ( $Bs$  e  $Bc$ ) e  $\gamma_r$ .

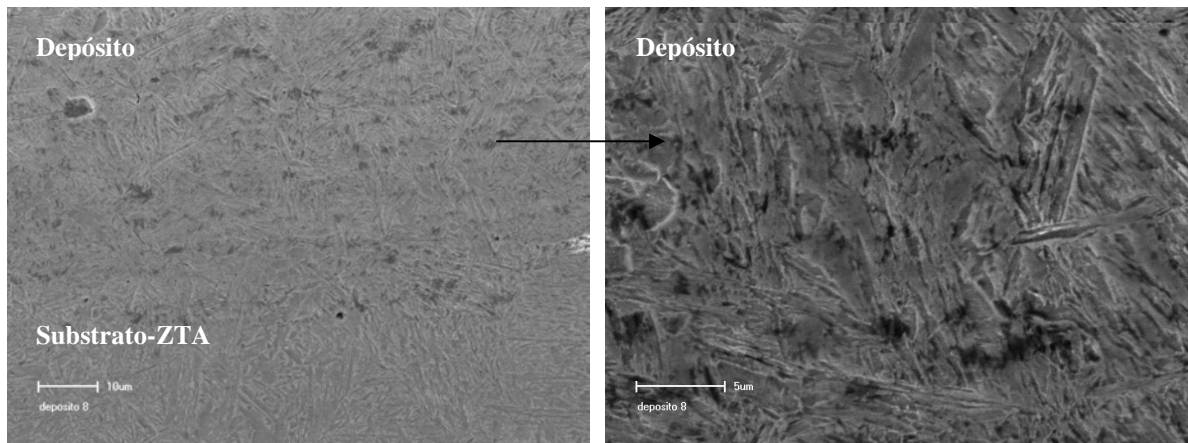


Figura 4.30 Micrografias em MEV dos depósitos na condição 8. À esquerda mostra a interface depósito/substrato e a direita a microestrutura do depósito composta de  $Ma$  em forma de ripas, bainitas ( $Bs$  e  $Bc$ ) e  $\gamma_r$ .

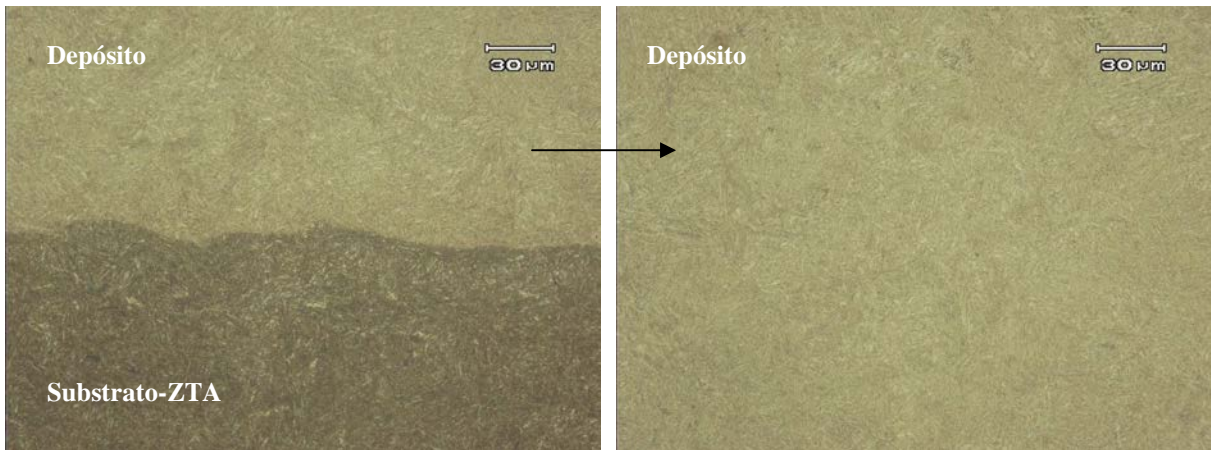


Figura 4.31 Micrografias em MO dos depósitos na condição 8 após o revenido. A esquerda mostra a microestrutura da interface depósito/substrato e a direita a microestrutura do depósito composta de Ma revenida em forma de ripas e bainitas revenidas (Bs e Bc).

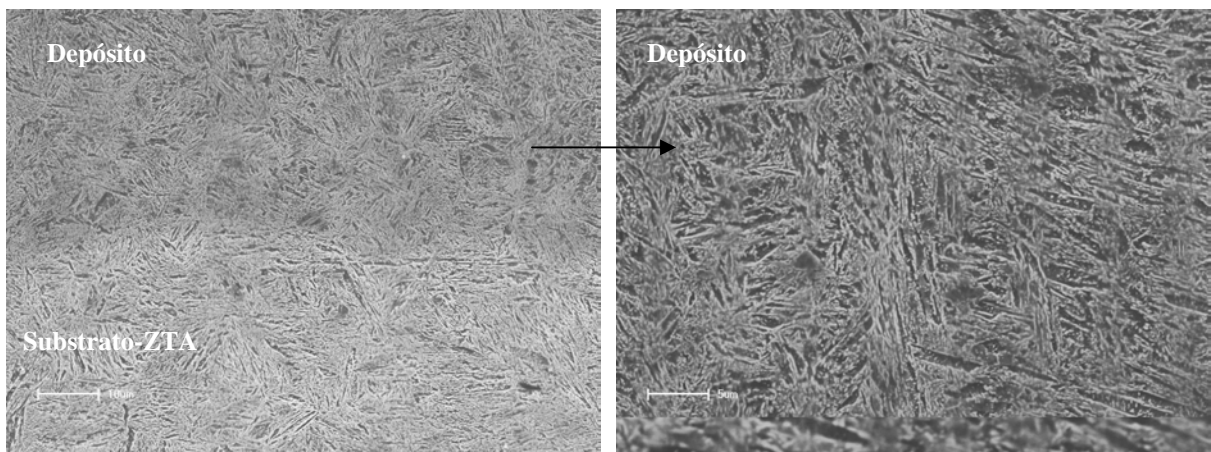


Figura 4.32 Micrografias em MEV dos depósitos na condição 8 após o revenido. À esquerda mostra a interface depósito/substrato e a direita a microestrutura do depósito com Ma revenida em forma de ripas e bainitas revenidas (Bs e Bc).

Na análise das microestruturas dos depósitos com pino consumível de aço SAE 4140 foi observado a presença de microestruturas na forma de martensita, bainita superior, bainita coalescida e austenita retida, em todas as condições depositadas, mostrando dessa forma que a temperatura dos depósitos alcançou a região de austenitização do material, pois as microestruturas encontradas são diferentes do material antes da deposição.

O diagrama de resfriamento contínuo do aço SAE 4140, mostrado na figura 4.33, prevê qualitativamente as possíveis microestruturas, as quais dependerão da taxa de resfriamento dos depósitos.

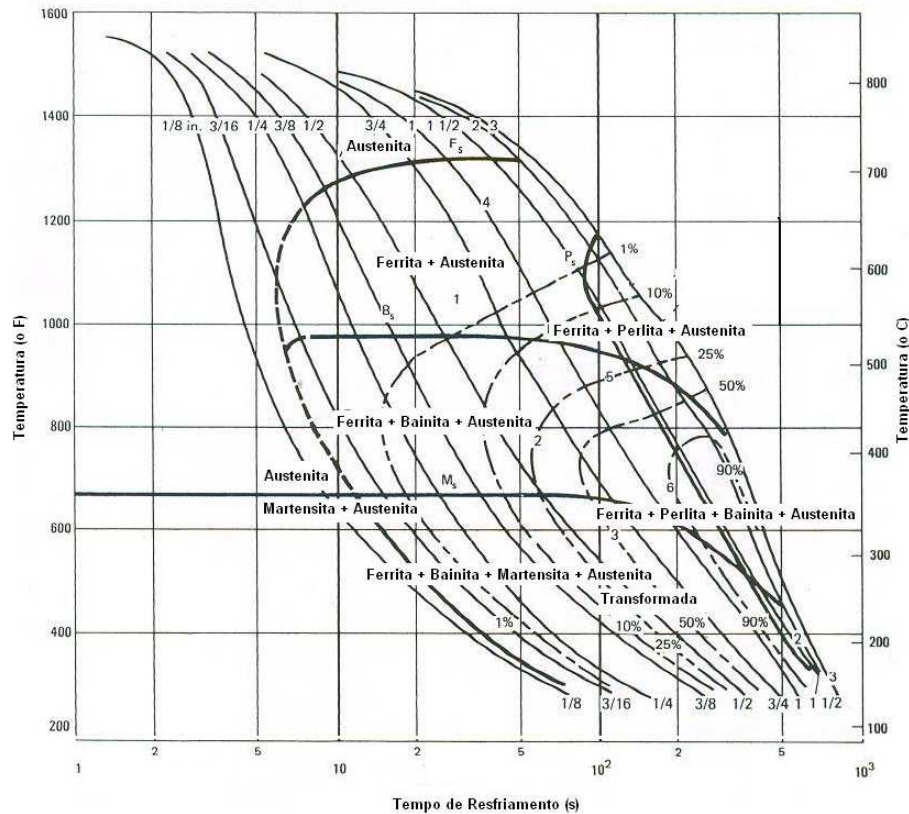


Figura 4.33 Diagrama de resfriamento contínuo da liga de aço SAE 4140 (adaptado de ASM 1995).

A microestrutura final depende em muito da taxa de resfriamento a qual o material foi submetido. A presença da microestrutura de martensita e bainita é esperada neste tipo de aço quando o resfriamento não é tão brusco, como em água. Cabe ressaltar que o resfriamento dos depósitos foi ao ar, portanto bem mais brando que o resfriamento em água ou óleo. Dessa forma o depósito pode ter ficado mais tempo na faixa de temperatura da formação bainítica.

Na ZTA do substrato a microestrutura apresentou-se na forma de martensita e austenita retida.

Após o tratamento térmico de revenido observou-se uma mudança microestrutural tanto no depósito como na ZTA do substrato.

Conforme discutido nos depósitos realizados com o pino de aço SAE 8620, o revenido realizado na temperatura de 450 °C por 1 hr produziu o a transformação parcial da martensita em bainita (bainita coalescida) e a precipitação de finos carbonetos (cementita) nos contornos das ripas de martensita e no seu interior, bem como nos contornos da bainita e no seu interior. Além da completa transformação da austenita retida em ferrita e cementita.

Na figura 4.34 foram mostradas as micrografias com os tamanhos de grãos austeníticos do material antes e depois do processamento, nas condições 5, 6 e 8.

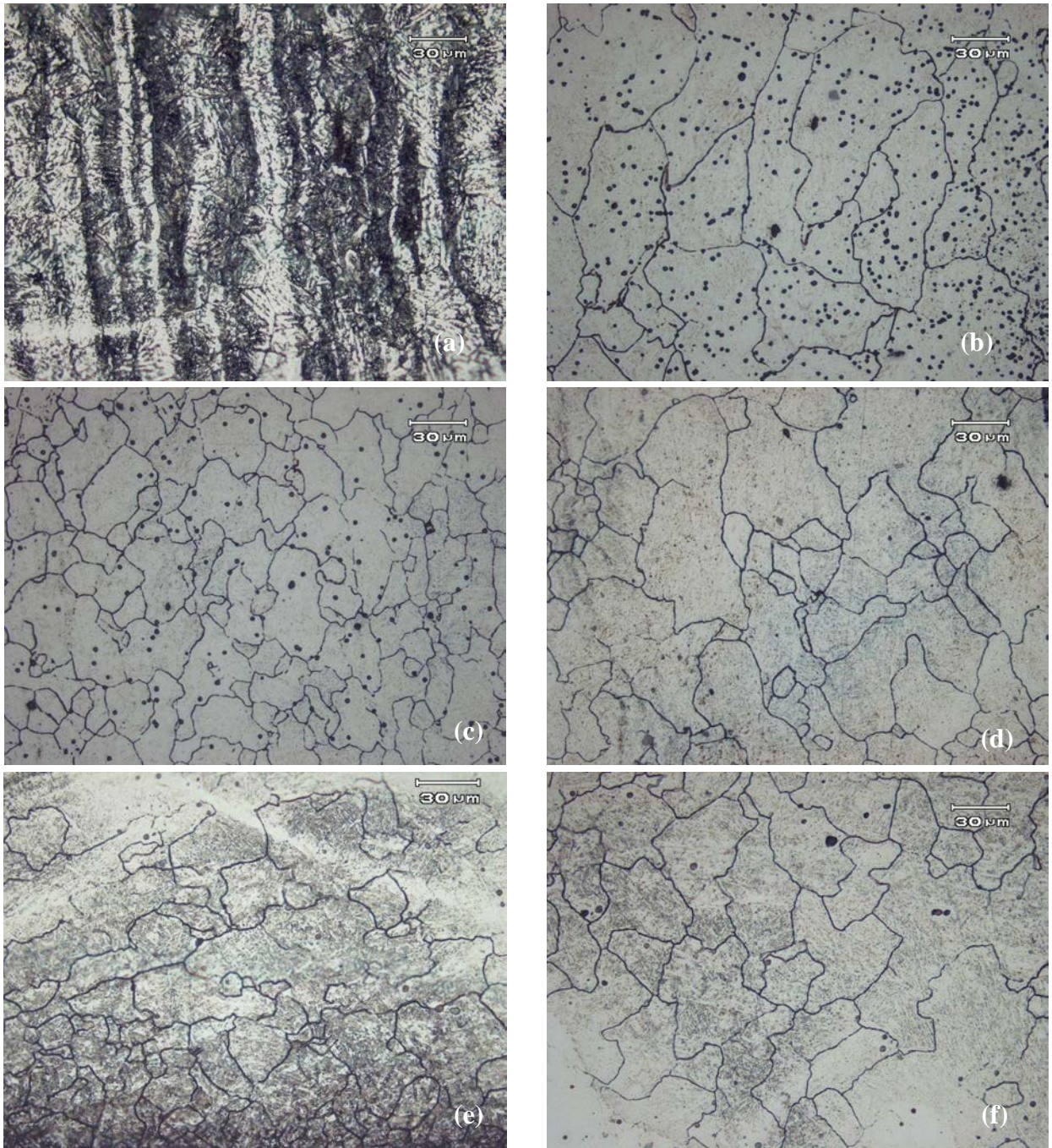


Figura 4.34 Micrografias em MO mostrando o tamanho de grão austenítico prévio do pino de aço SAE 4140 nas diferentes condições. Em (a) material antes da deposição; (b) depósito na condição 5; (c) e (d) na condição 6 e (e) e (f) na condição 8.

Os valores medidos baseados na regra de intersecção estão apresentados na tabela 4.6.

Tabela 4.6 Tamanho de grão austenítico prévio do pino de aço SAE 4140 e dos depósitos nas condições 5, 6 e 8, baseado na Norma ASTM E112-10.

Condição	Tamanho de Grão
Antes do Processamento	9
Condição 5	6,5
Condição 6	7
Condição 8	7,5

Observa-se nas micrografias acima que no material antes do processamento os grãos apresentam-se com tamanho médio ASTM de 9 ( $\approx 16 \mu\text{m}$  de diâmetro médio). Após o processamento termomecânico os grãos apresentaram mais deformados. Da mesma forma que nos depósitos com o pino de aço SAE 8620, foi observada a presença de uma heterogeneidade no tamanho dos grãos ao longo da espessura dos depósitos, tendo tamanhos bem pequenos de grãos próximos a interface depósito/substrato com tamanhos em torno de ASTM 9 ( $\approx 16 \mu\text{m}$  de diâmetro médio) a grãos maiores, mais próximos do centro e da superfície dos depósitos, com tamanho de grão em torno de ASTM 6,5 ( $\approx 38 \mu\text{m}$  de diâmetro médio).

Conforme explicado anteriormente esta diferença de tamanho de grãos é dependente de diversos fatores: composição química do material, tamanho de grão inicial, energia de defeito de empilhamento (EDE), tempo, temperatura, taxa de deformação, potencial termodinâmico (energia dos contornos de grãos de alto ângulo) (PADILHA 2005).

Pode-se creditar também que os grãos mais finos encontrados próximos a interface são produtos de uma recristalização dinâmica em uma região onde ocorreu maior taxa de deformação, pois a taxa de deformação ao longo da espessura do depósito é diferente.

#### **4.4.4 Microestruturas e Tamanho de Grãos dos Depósitos com Pino de Aço AISI 310**

As figuras 4.35 e 4.36 mostram as microestruturas em MO e MEV do depósito realizado com pino de aço inoxidável AISI 310 na condição de deposição 9 ( $F=10,3 \text{ kN}$  e  $V_a=8,5 \text{ mm/s}$ ) no estado como depositado.

Na região da interface (ver micrografias 4.35 (a) e (b)), pode-se observar a formação de ligações mecânicas e metalúrgicas. Da mesma forma do que os outros depósitos com outros materiais não foram observadas presenças de vazios ou óxidos nestas interfaces. No substrato na zona termicamente afetada (ZTA) a microestrutura apresentou-se na forma de martensita com austenita retida, enquanto que no depósito a microestrutura apresentou-se na forma de grão austeníticos e a presença de bandas de deformação ou cisalhamento nítidas em forma de camadas.

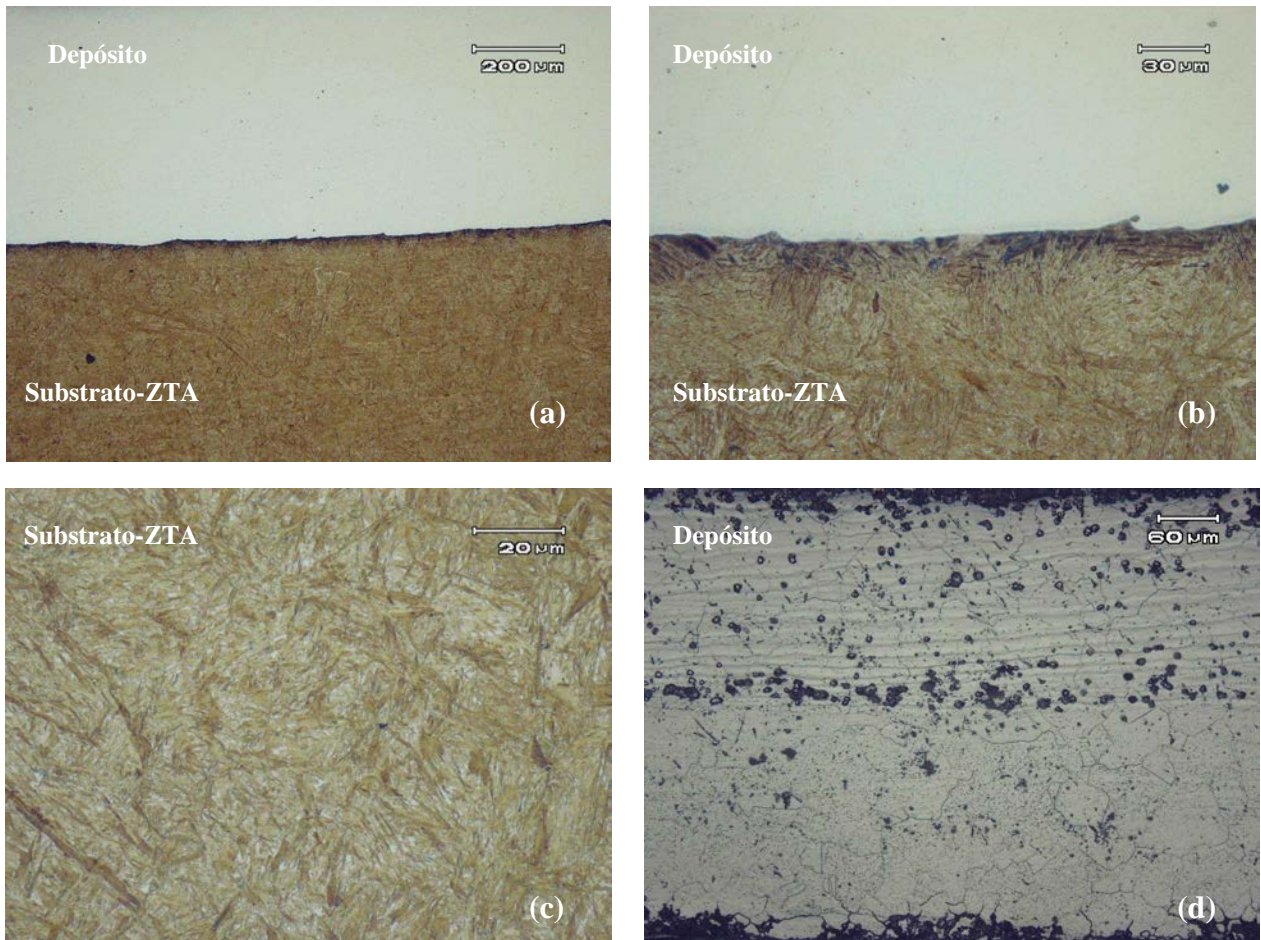


Figura 4.35 Micrografias em MO dos depósitos na condição 9. Em (a) mostra a interface depósito/substrato, em (b) a interface com maior aumento, (c) microestrutura da ZTA composta de  $M_a$  e  $\gamma_r$  e em (d) microestrutura do depósito composta de grãos austeníticos e bandas de deformação.

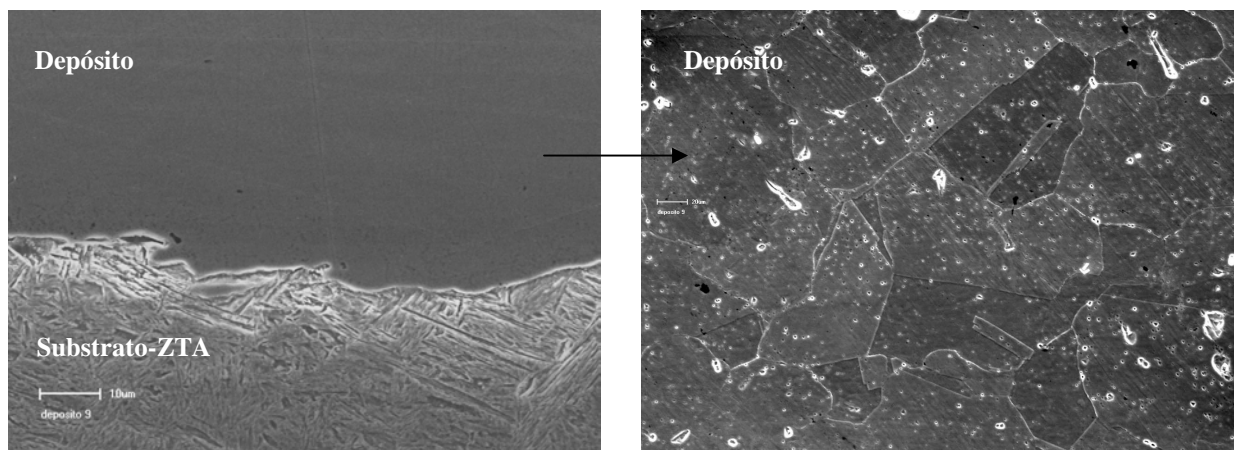


Figura 4.36 Micrografias em MEV dos depósitos na condição 9. A micrografia à esquerda mostra a interface depósito/substrato e a direita a microestrutura do depósito composta de grãos austeníticos e pontos brancos do ataque químico.

As figuras 4.37 e 4.38 mostram as microestruturas realizadas em MO e MEV do depósito realizado com pino de aço AISI 310 na condição de deposição 10 ( $F=10,3$  kN e  $V_a=17$  mm/s) no estado como depositado.

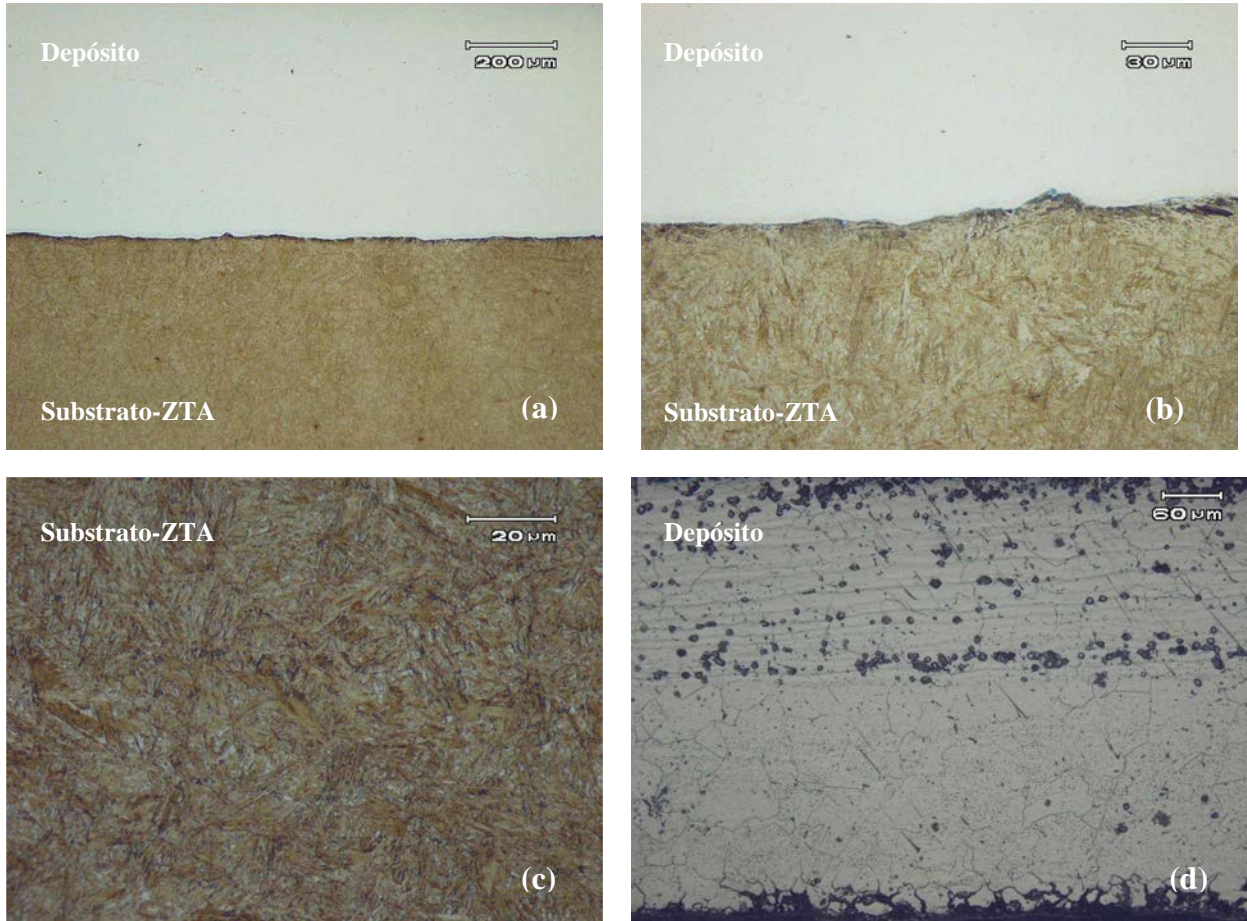


Figura 4.37 Micrografias em MO dos depósitos na condição 10. Em (a) mostra a interface substrato/depósito, em (b) a interface com maior aumento, (c) a ZTA composta de  $M_a$  e  $\gamma_r$  e (d) depósito composta de grãos austeníticos e bandas de deformação.

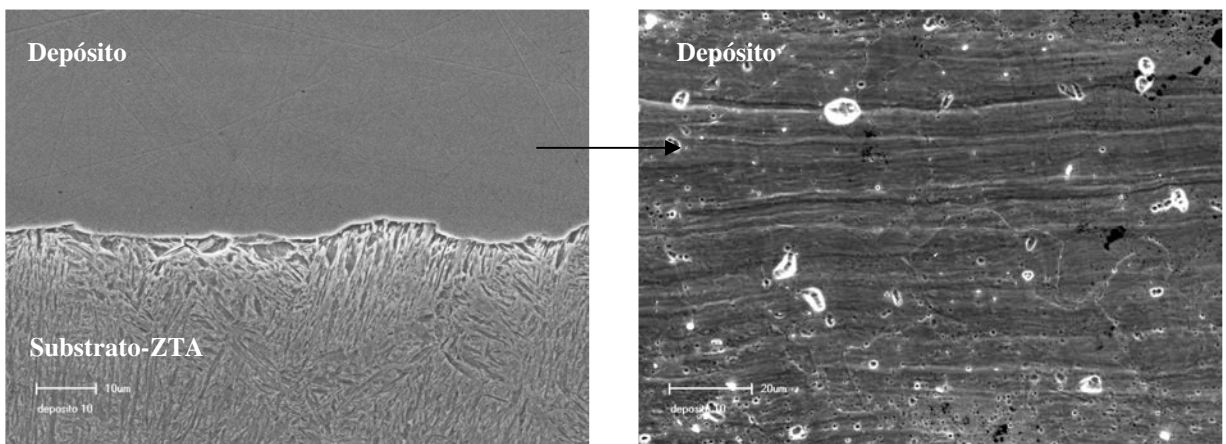


Figura 4.38 Micrografias em MEV dos depósitos na condição 10. À esquerda mostra a interface substrato/depósito e a direita a microestrutura do depósito composta de grãos austeníticos e as bandas de deformação.



A condição de deposição 12 ( $F = 13,7 \text{ kN}$  e  $V_a = 17 \text{ mm/s}$ ) está representada pelas micrografias realizadas em MO e MEV das figuras 4.39 e 4.40 no estado como depositado.

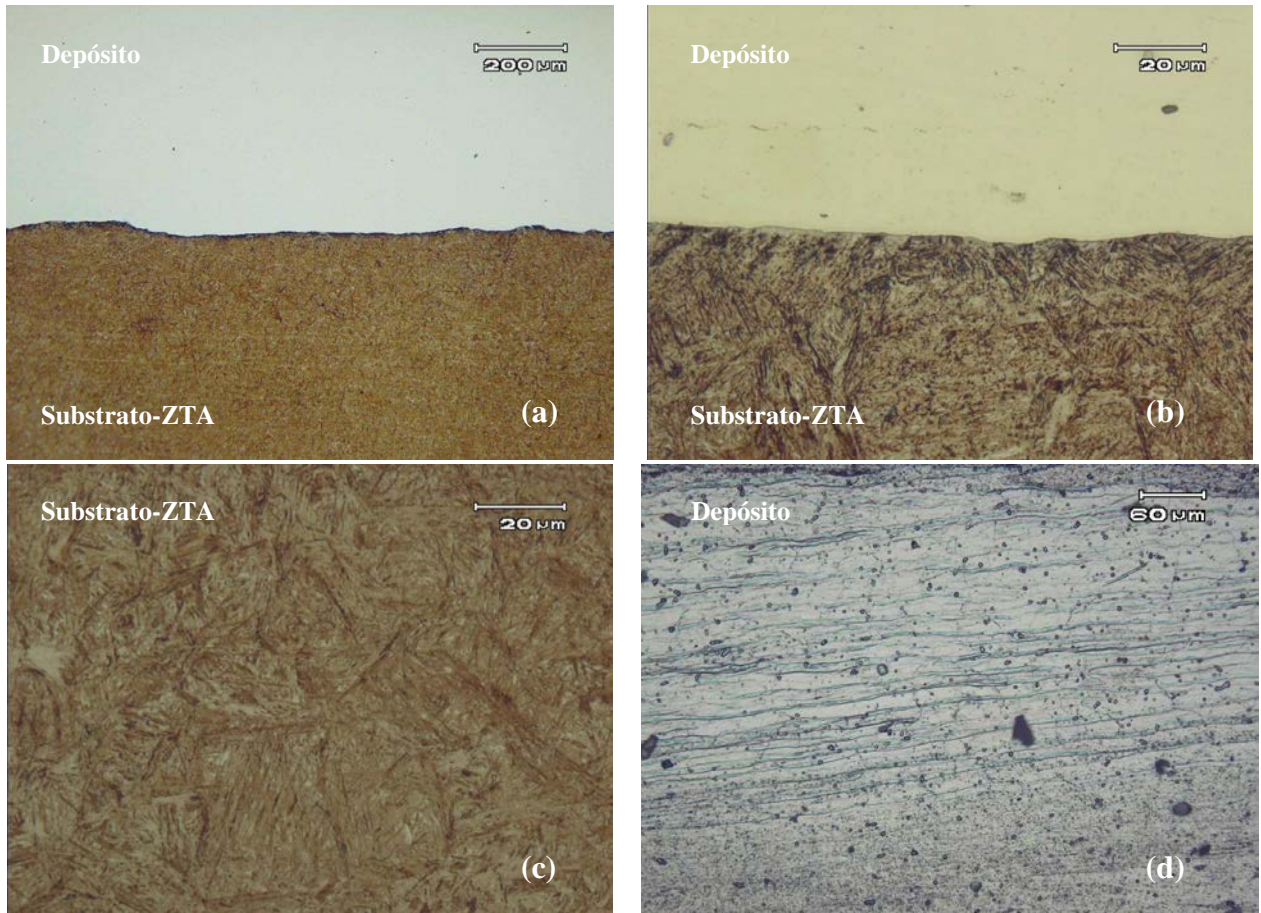


Figura 4.39 Micrografias em MO dos depósitos na condição 12. Em (a) mostra a interface depósito/substrato, em (b) a interface com maior aumento, (c) na ZTA composta de  $M_a$  e  $\gamma_r$  e em (d) microestrutura do depósito composta de grãos austeníticos e bandas de deformação.

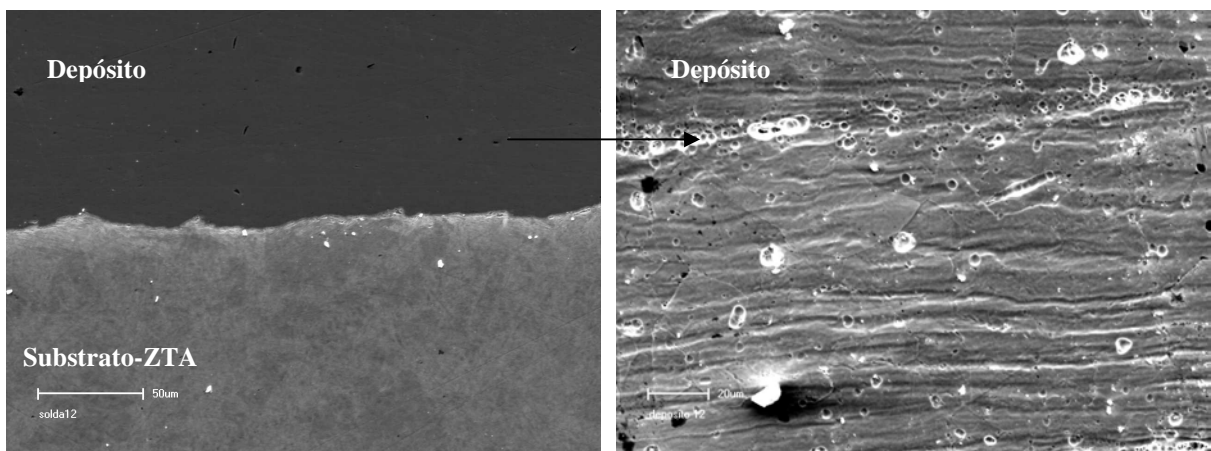


Figura 4.40 Micrografias em MEV dos depósitos na condição 12. À esquerda mostra a interface substrato/depósito e a direita a microestrutura do depósito composta de grãos austeníticos e as bandas de deformação.

Na análise das microestruturas dos depósitos com pino consumível de aço AISI 310 foi observado a presença de microestruturas na forma de grãos austeníticos com alguns precipitados de carbonetos (provavelmente carbonetos de cromo) em todas as condições depositadas. Observou-se, também, a presença de bandas de deformação que são provenientes do processamento dos depósitos.

Na figura 4.41 é mostrada uma montagem de micrografias realizadas em MO de dois depósitos realizados com o pino de aço AISI 310 (condições 10 e 12), onde se podem observar as linhas de fluxo do material, mostrando as bandas de cisalhamento. Este comportamento não foi observado nos depósitos realizados com os pinos de aço SAE 8620 e SAE 4140.



Figura 4.41 Micrografias dos depósitos realizados nas condições 10 e 12 mostrando o fluxo plástico do material do depósito.

Segundo Chandrasekaran et al (CHANDRASEKARAN 1997), no caso da deposição de pinos de aço baixo carbono, o calor gerado pela fricção entre as superfícies causam um amolecimento e plastificação do material. Como o fluxo de calor para a atmosfera é bloqueado pelo material plastificado do pino consumível, que atua como uma barreira do fluxo do calor para os lados, então o calor gerado devido a fricção é conduzido através do pino. Durante este processo isto favorece o amolecimento do material do pino facilitando o fluxo do material para baixo e do pino consumível. Este efeito combinado com a velocidade linear do pino leva a formação de um fluxo plástico do aço baixo carbono na superfície do substrato.

No caso do pino ser de aço inoxidável, a superfície do pino aparenta estar em forma de lâminas e estas lâminas então são conformadas sobre o substrato antes de atingir a necessária plasticidade para ocorrer o escoamento sobre o substrato. Isto leva a formação de uma estrutura em forma de finas camadas, que sobre a ação da pressão de fricção e calor se unem formando um depósito irregular sobre o substrato.

Nas análises das microestruturas deve-se comentar que na interface depósito/substrato não foi observada a presença de uma camada de compostos e também não foi observada

descarbonetação na superfície do substrato. Estes fatos ocorreram em alguns trabalhos vistos na literatura utilizando a deposição com pino de aço inoxidável.

Na região da ZTA do substrato a microestrutura apresentou-se na forma de martensita e austenita retida, similares as dos substratos dos depósitos realizados com os pinos de aço SAE 8620 e SAE 4140.

O tratamento térmico de revenido também foi realizado nas amostras dos depósitos com o pino de aço AISI 310, porém na temperatura utilizada não foi observado nenhum efeito de mudança microestrutural. Esta mudança somente ocorreu na ZTA do substrato conforme discutida anteriormente, tendo como produto final a microestrutura martensítica revenida com grão de ferrita e precipitados de cementita. Por isto não foram colocadas nenhuma micrografia nesta condição.

Na figura 4.42 foram mostradas as micrografias com os tamanhos de grãos austeníticos do material antes do processamento e depois do processamento termomecânico nas condições 9, 10 e 12.

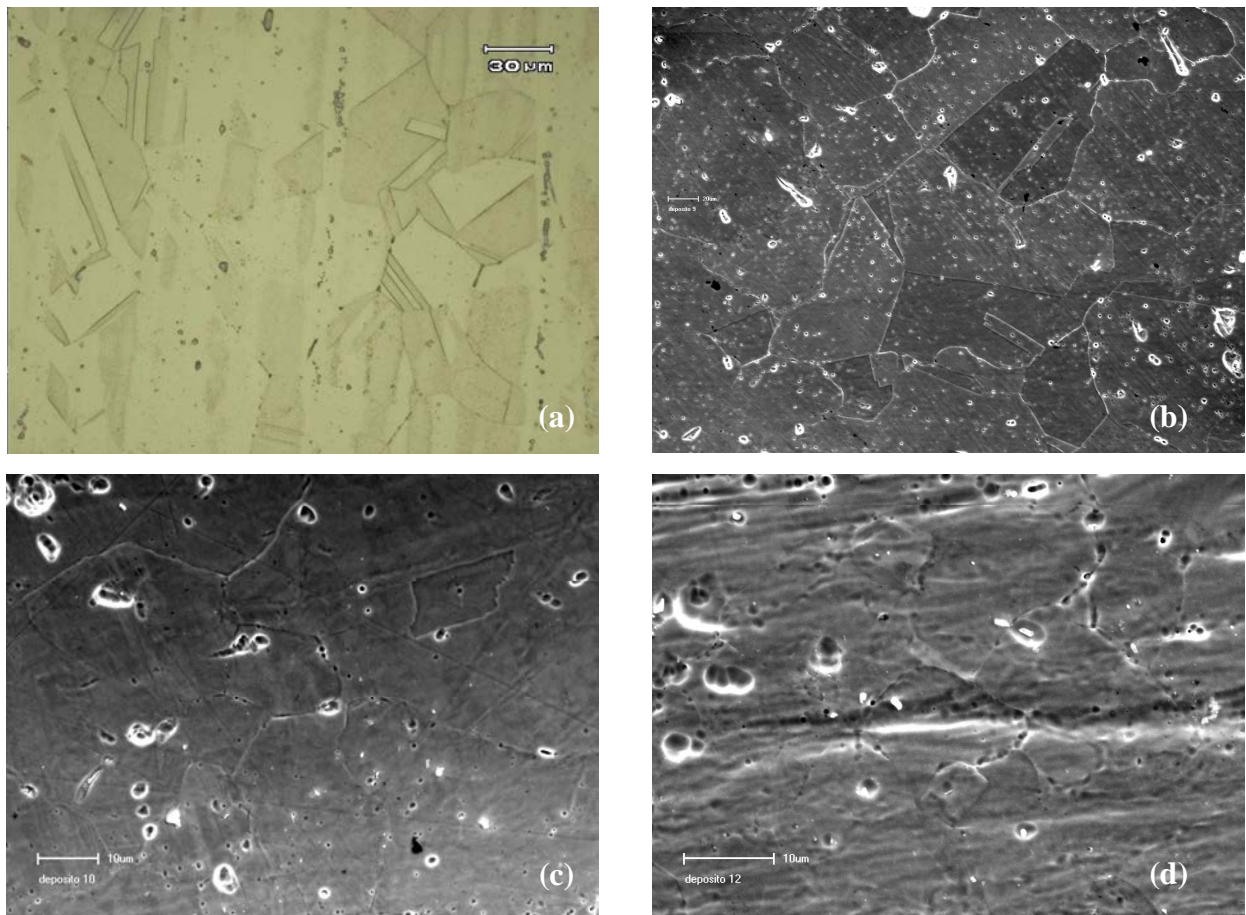


Figura 4.42 Micrografias em MO mostrando o tamanho de grão austenítico do pino de aço AISI 310 nas diferentes condições. Em (a) material antes da deposição; (b) depósito na condição 9; (c) na condição 10 e (d) na condição 12.

Os valores medidos dos tamanhos de grãos baseados na regra de intersecção estão apresentados na tabela 4.7.

Tabela 4.7 Tamanho de grão austenítico prévio do pino de aço AISI 310 e dos depósitos nas condições 9, 10 e 12, baseados na norma ASTM E112-10.

<b>Condição</b>	<b>Tamanho de Grão</b>
<b>Antes do Processamento</b>	7
<b>Condição 9</b>	8
<b>Condição 10</b>	9
<b>Condição 12</b>	11

Observa-se nestas micrografias que no material antes do processamento os grãos apresentam-se com tamanho médio ASTM de 7 ( $\approx 32 \mu\text{m}$  de diâmetro médio). Após o processamento termomecânico (deposição), observou-se uma estrutura em forma de camadas (bandas de cisalhamento) onde os grãos apresentaram mais refinados. Os resultados da tabela 4.7 mostraram que o processamento termomecânico resultou em uma diminuição do tamanho de grão, sendo este efeito mais pronunciado na condição 12, com tamanho de grão ASTM 11, onde a força axial é maior e conseqüentemente a deformação imposta também é maior, sugerindo que houve a recristalização dinâmica.

Segundo Padilha (PADILHA 2005), regiões próximas aos contornos de grãos e nas regiões com heterogeneidades de deformação, como bandas de deformação e cisalhamento, são regiões favoráveis a nucleação da recristalização. Estas regiões apresentam grande densidade de discordâncias que favorecem a formação de contornos de alto ângulo induzidos por deformação plástica e que apresentam grandes diferenças de orientação com a matriz deformada.

#### **4.5 Medições da Diluição por EDS**

Os resultados das análises realizadas na microsonda pela técnica de energia dispersiva (EDS) encontram-se nos espectros das figuras 4.43 a 4.45. Estas figuras são representativas de todo o conjunto de mapeamentos realizados em todas as condições de deposição. Para todos os pinos consumíveis foram mapeados os elementos cromo (Cr), níquel (Ni) e ferro (Fe). A escolha deveu-se a fato que foram estes os elementos que variaram na composição química dos materiais, tanto dos pinos consumíveis como do substrato.

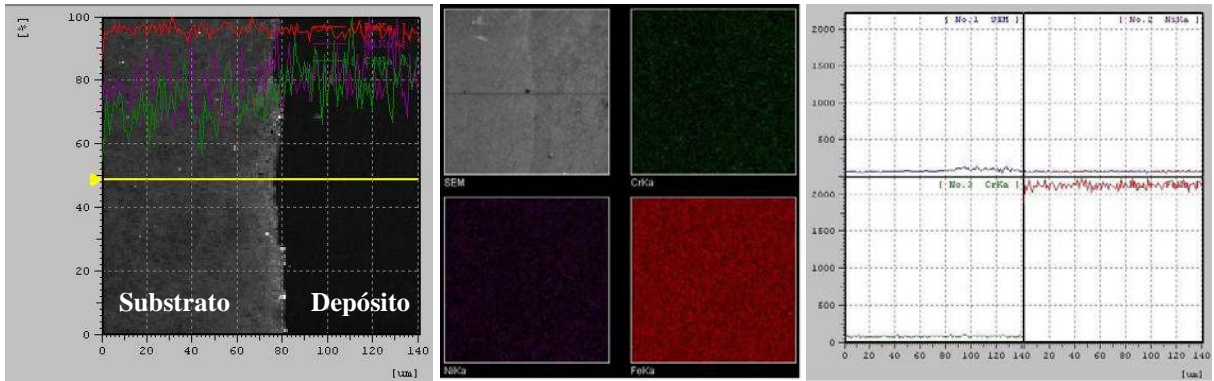


Figura 4.43 A figura à esquerda acima mostra os espectros dos elementos Cr (linha verde), (linha roxa) e Fe (linha vermelha) sobrepostas numa micrografia do depósito na condição 1. Na figura ao centro está o mapeamento dos elementos e na figura a direita mostra os espectros dos elementos Fe, Cr e Ni.

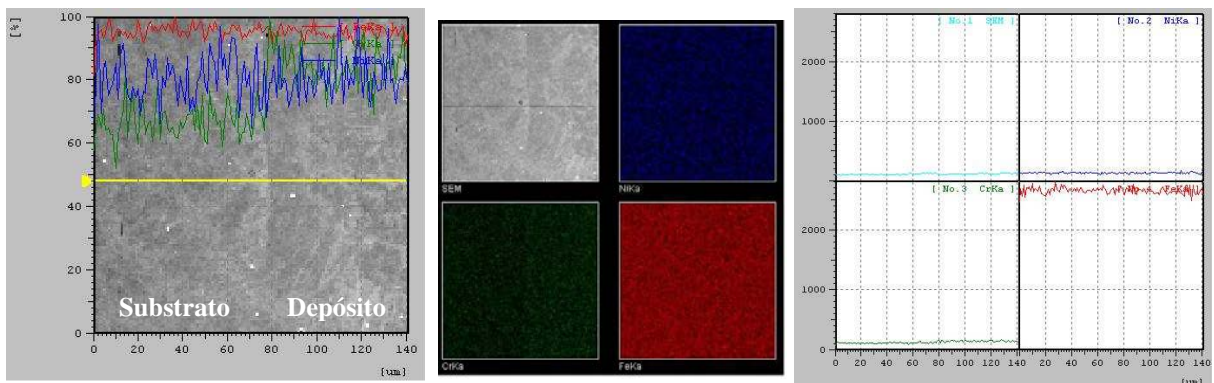


Figura 4.44 A figura à esquerda acima mostra os espectros dos elementos Cr (linha verde), Ni (linha azul) e Fe (linha vermelha) sobrepostas numa micrografia do depósito na condição 8. Na figura ao centro está o mapeamento dos elementos e na figura a direita mostra os espectros dos elementos Fe, Cr e Ni.

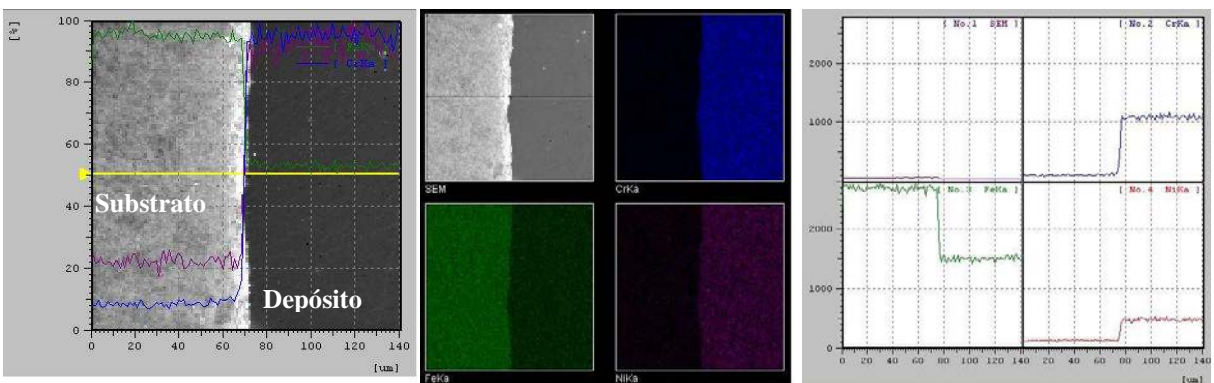


Figura 4.45 A figura à esquerda mostra os espectros dos elementos Cr (linha azul), Ni (linha roxa) e Fe (linha verde) sobrepostas numa micrografia do depósito na condição 10. Ao centro está o mapeamento dos elementos na área total analisada e na figura a direita mostra os espectros dos elementos Fe, Cr e Ni.

Para facilitar o entendimento dos mapeamentos realizados estão apresentados na tabela 4.8 os teores em % de massa dos elementos Cr e Ni dos pinos consumíveis e do substrato, retirados das tabelas 4.1 e 4.2. O % de ferro foi considerado o balanço em todas as análises químicas realizadas.

Tabela 4.8 Teores em % de massa dos elementos Cr e Ni dos materiais.

<b>Materiais</b>	<b>Cr</b>	<b>Ni</b>
<b>Substrato de Aço SAE 1070</b>	0,39	0,02
<b>Pino de Aço SAE 8620</b>	0,49	0,40
<b>Pino de Aço SAE 4140</b>	0,97	0,20
<b>Pino de Aço AISI 310</b>	24,91	19,69

Analisando os espectros e os mapeamentos dos elementos ferro, cromo e níquel das figuras acima pode-se observar que nos depósitos realizados com o pinos consumíveis de aço SAE 8620 não observa uma mudança significativa dos espectros dos elementos citados acima, ficando imperceptível a ocorrência de uma possível difusão. Comparando os elementos Cr e Ni da composição química do substrato e do pino observa-se que a diferença é muito pequena e não foi detectada por este meio de análise.

No caso dos depósitos realizados com o pino de aço SAE 4140, observou-se uma leve diferença no teor de Cromo entre o substrato e o pino, o que no mapeamento foi notado, porém na análise do espectro não foi possível obter uma possível medida de diluição.

Já nos depósitos realizados com o pino de aço inoxidável AISI 310, onde os teores de Cr e Ni são bem diferentes e maiores do que do substrato, os espectros de EDS e o mapeamento ficaram bem visíveis e marcantes, conforme se pode observar na figura 4.45.

Observando os espectros dos elementos Cr e Ni pode-se visualizar uma pequena região de difusão entre o substrato e depósito em torno de 6  $\mu\text{m}$  (ver figura 4.46), o que segundo alguns pesquisadores é considerada desprezível (THOMAS 1986 e NICHOLAS 1986).

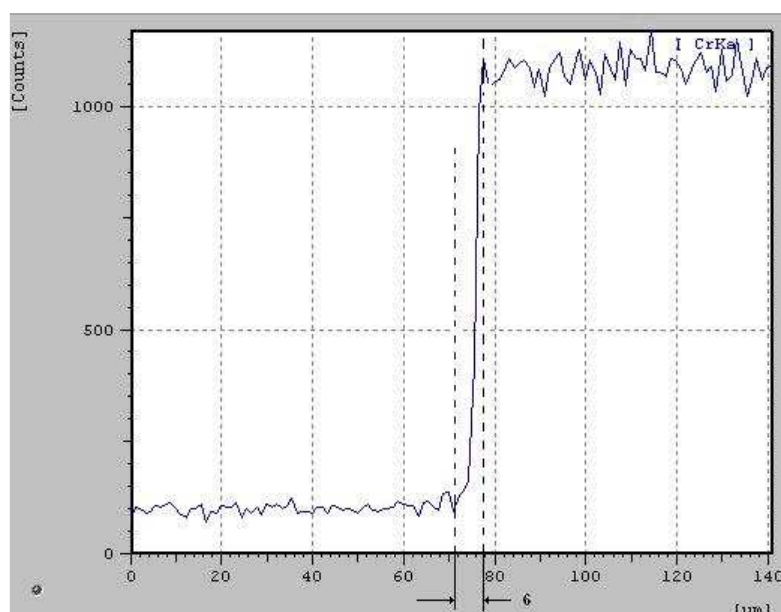


Figura 4.46 Espectro de EDS do mapeamento do elemento Cr do depósito 12.

#### 4.6 Perfis de Microdureza

As figuras 4.47 a 4.49 mostram os gráficos dos perfis de microdureza realizados nos depósitos realizados com pinos de aço SAE 8620, SAE 4140 e AISI 310, respectivamente, em todas as condições depositadas e após tratamento térmico de revenido a 450 °C por 1 hora.

Na figura 4.50 mostra um gráfico com todos os perfis de microdureza com os diferentes pinos depositados e condições de deposição (como depositado e após revenido).

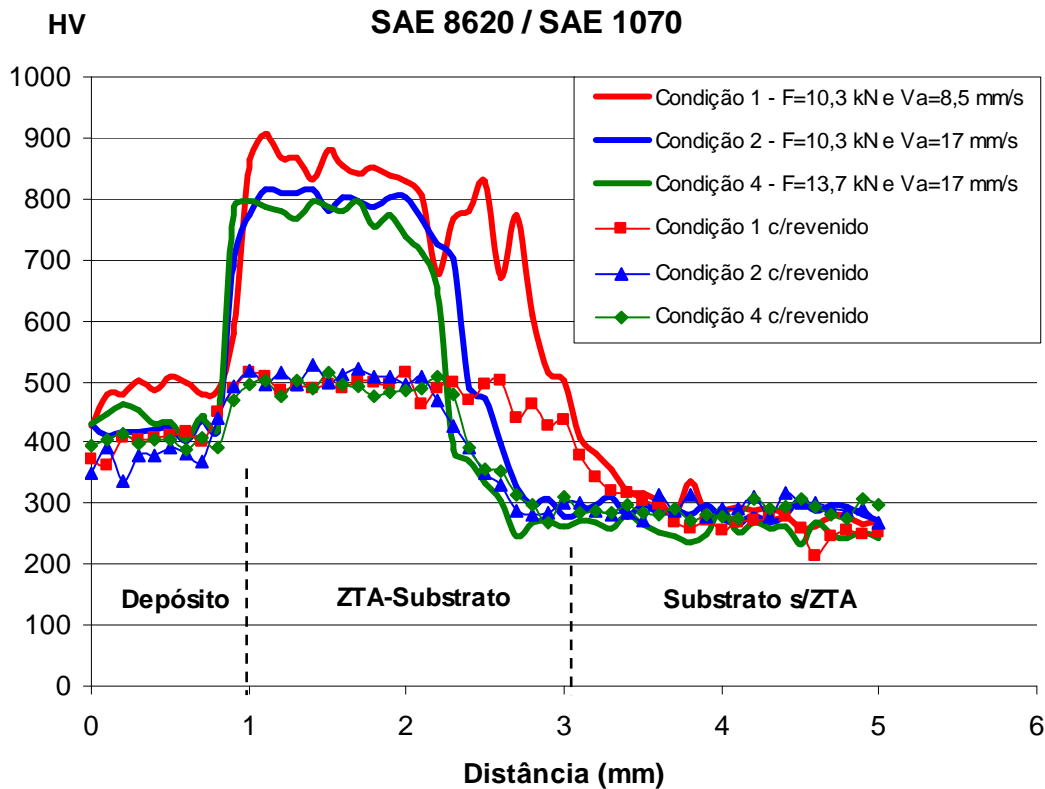


Figura 4.47 Gráfico dos perfis de microdureza dos depósitos realizados com o pino de aço SAE 8620 nas condições de deposição 1, 2 e 4 como depositados e com tratamento térmico de revenido.

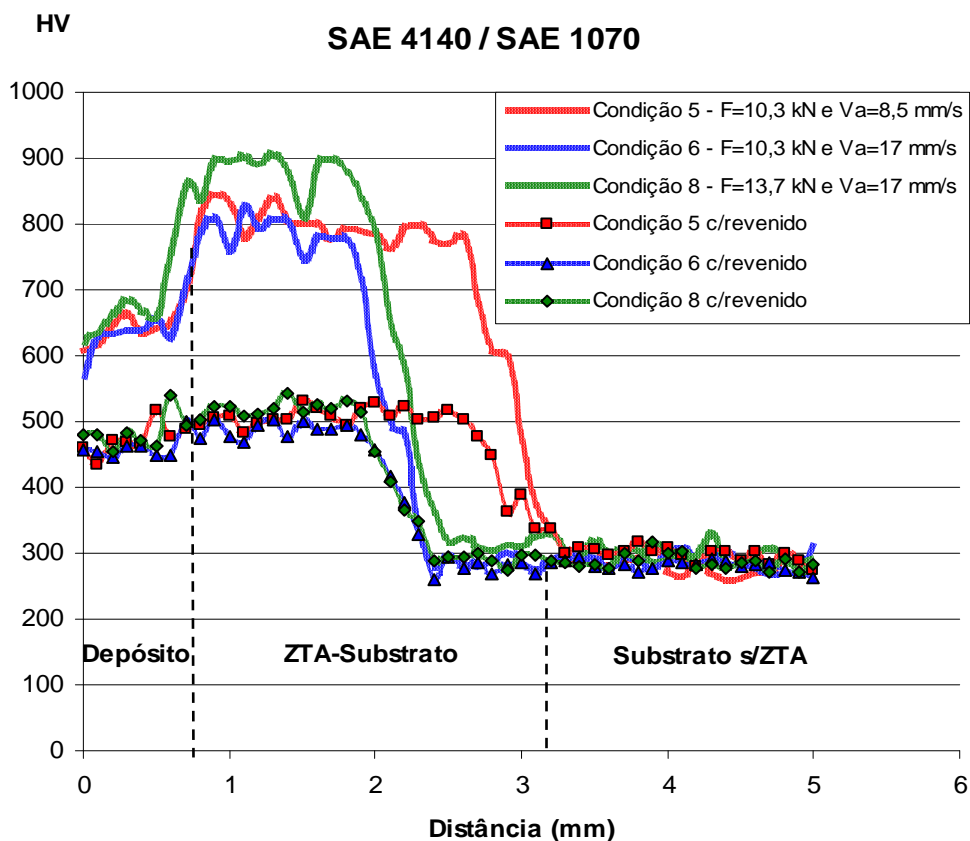


Figura 4.48 Gráfico dos perfis de microdureza dos depósitos realizados com o pino de aço SAE 4140 nas condições de deposição 5, 6 e 8 como depositados e com tratamento térmico de revenido.

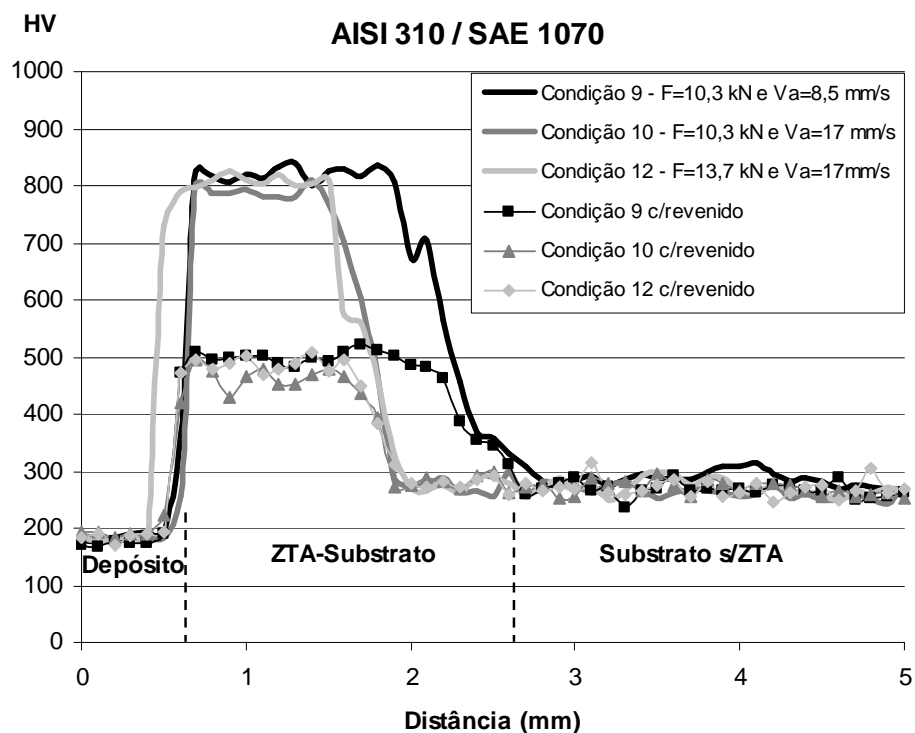


Figura 4.49 Gráfico dos perfis de microdureza dos depósitos realizados com o pino de aço AISI 310 nas condições de deposição 9, 10 e 12 como depositados e com tratamento térmico de revenido.



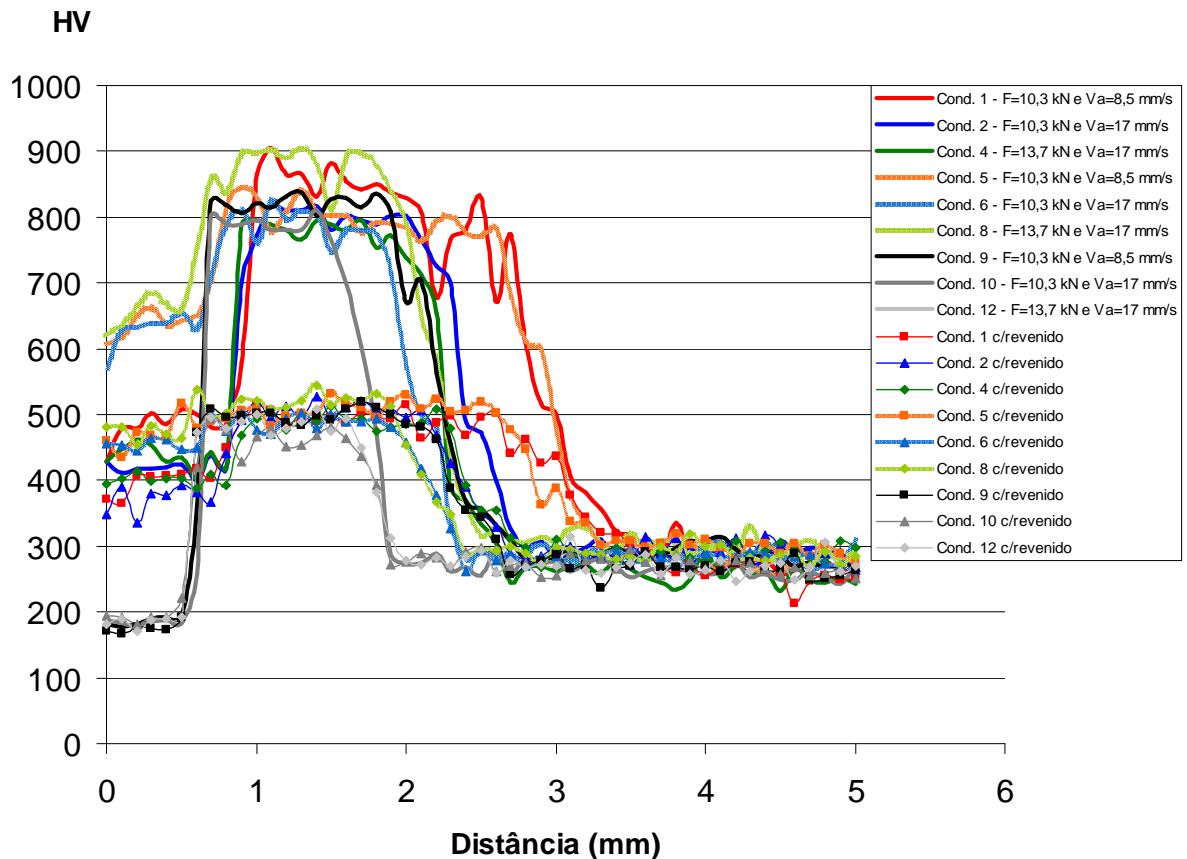


Figura 4.50 Gráfico do resumo dos perfis de microdureza de todos os depósitos realizados em todas as condições.

Os resultados dos perfis de microdureza dos depósitos do pino consumível de aço SAE 8620, plotados na figura 4.47, mostra que o depósito na condição 1 apresentou durezas em torno de 500 HV enquanto os depósitos nas condições 2 e 4, ficaram com durezas em torno de 400 HV. Essa diferença de 100 HV pode ser creditada pelo fato que na condição 1 a velocidade de avanço do depósito é 8,5 mm/s, enquanto que as condições 2 e 4 esta velocidade é de 17 mm/s. Com a velocidade menor pode ocorrer tempo suficiente para a formação de fases mais duras, como bainita e martensita, em detrimento das fases ferríticas (ferrita de contornos de grão e de Widmanstätten). Por outro lado observa-se um aumento na espessura e na ZTA deste depósito em relação ao 2 e 4. Na ZTA também foi observado um aumento na dureza, associada a uma menor quantidade de austenita retida nesta região bem como a taxa de resfriamento. Conforme comentado no item 4.3, o aumento da velocidade de avanço diminui a energia de soldagem.

Na condição como revenido observou-se uma queda da dureza tanto nos depósitos como na ZTA. Esta queda de dureza está relacionada as mudanças microestruturais decorrentes do revenido conforme discutidas no item 4.4.2. A diminuição da dureza também está relacionada ao alívio de tensões térmicas e tensões da deformação imposta pela

deformação durante a deposição. Na região da ZTA a queda de dureza foi mais significativa chegando a reduzir entre 300 a 400 HV, enquanto que nos depósitos esta redução de dureza foi bem menor em torno de 80 HV.

Nos depósitos realizados com o pino de aço SAE 4140 (figura 4.48) a dureza no depósito apresentou valores similares em todas as condições depositadas, variando de em torno de 600 a 680 HV no estado como depositado. Da mesma forma que o depósito 1, o depósito 5 apresentou uma ZTA bem maior do que os depósitos 6 e 8. Na condição após revenido observou-se uma queda acentuada das durezas tanto nos depósitos como na ZTA. Nos depósitos chegou a diminuir 200 HV, enquanto que na ZTA este valor foi entre 300 a 400 HV. Esta queda de dureza está associada às mudanças microestruturais e ao alívio de tensões, conforme já comentadas.

Nos depósitos realizados com o pino de aço inoxidável AISI 310 (figura 4.49) a dureza no depósito no estado como depositado apresentou valores similares em todas as condições de deposição (em torno de 180 HV), bem como a dureza da ZTA (em torno de 800 HV). O depósito na condição 12 apresentou uma espessura menor do que nas condições 9 e 10. Na condição após o revenido, as durezas permaneceram as mesmas do que na condição como depositado. Isto mostra que o revenido realizado não teve influência na dureza dos depósitos. Esta influência somente foi observada na ZTA, que teve uma queda de dureza acentuada em torno de 300 HV.

Comparando os resultados das durezas em todos os depósitos e condições realizados, observou-se que o tratamento térmico de revenido teve um resultado mais pronunciado nos depósitos realizados com o pino de aço SAE 4140.

Em resumo, os resultados dos perfis de microdureza confirmam o que foi discutido no item 4.3 (Medições dos Depósitos) em relação a medidas de espessura e ZTA dos depósitos.

#### 4.7 Ensaios de Carga

Os resultados dos ensaios de carga foram colocados em gráficos conforme mostram a sequência de figuras de 4.51 a 4.53. Foram plotados em duas condições sendo uma utilizando a força aplicada x deslocamento e a outra forma por tensão x deslocamento.

Para os resultados em forma de tensão foram primeiro calculados a área (A) do depósito resistente, sendo utilizados os valores de espessura média (e) e a largura efetiva (L), ou seja, para este cálculo foram desconsideradas as regiões de solda fria de ambos os lados dos depósitos. Para o cálculo da área e da tensão foram utilizadas às equações (4.1 e 4.2). As tabelas 4.9 e 4.10 mostram os valores utilizados nos cálculos e os resultados.

$$A = L \times e \times 2 \quad 4.1$$

$$\tau = \frac{F_{\text{aplicada}}}{A} \quad 4.2$$

Tabela 4.9 Resultados das Medidas dos Depósitos e da Área.

Depósito Força/Vel.Av. (kN / mm/s)	Condição	Espessura (mm)	Largura Efetiva (mm)	Área (mm <sup>2</sup> )
SAE 8620 10,3/8,5	1 A	1,05	12,63	26,52
	1 B	1,18	11,34	26,76
SAE 8620 10,3/17	2	0,86	10,41	17,91
	2 A	0,80	10,24	16,38
	2 B	0,81	11,36	18,40
SAE 8620 13,7/17	4	0,90	12,40	22,32
	4 A	0,73	11,91	17,39
	4 B	0,80	12,25	19,60
SAE 4140 10,3/8,5	5 A	0,78	13,32	20,78
SAE 4140 10,3/17	6	0,73	10,06	14,69
	6 A	0,79	9,97	15,75
	6 B	0,73	10,33	15,08
SAE 4140 13,7/17	8	0,63	10,75	13,55
	8 A	0,63	11,25	14,18
AISI 310 10,3/8,5	9	0,65	10,65	13,85
	9 A	0,55	11,12	12,23
	9 B	0,52	10,56	10,98
AISI 310 10,3/17	10	0,55	6,90	7,59
	10 A	0,49	8,60	8,43
	10 B	0,53	8,15	8,64
AISI 310 13,7/17	12	0,52	8,24	8,57
	12 A	0,49	8,62	8,45

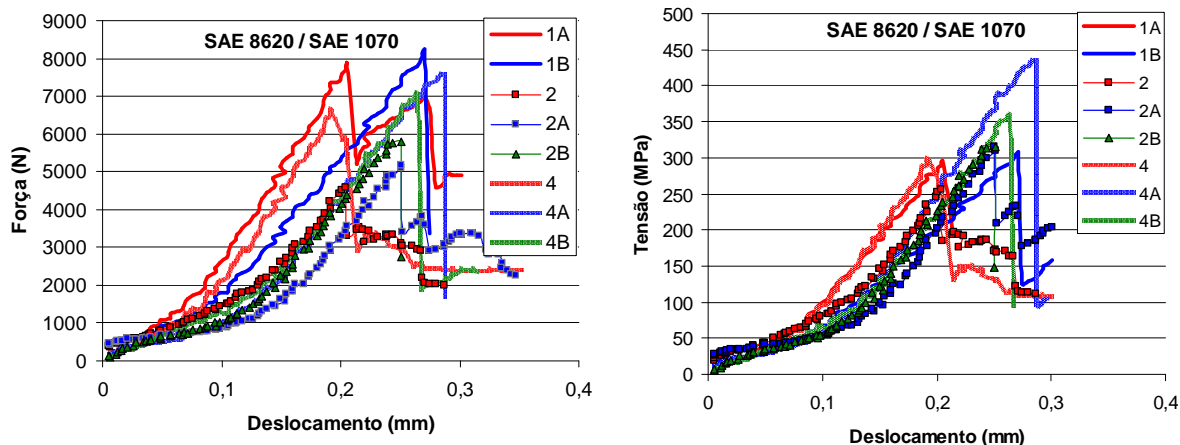


Figura 4.51 Gráficos dos ensaios de carga dos depósitos realizados com o pino de aço SAE 8620 com a função Força x Deslocamento e Tensão x Deslocamento.

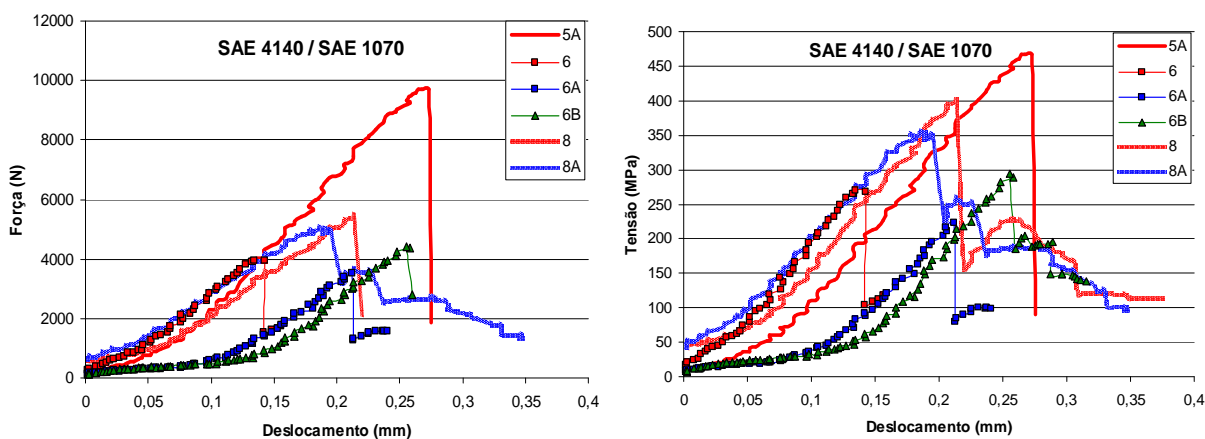


Figura 4.52 Gráficos dos ensaios de carga dos depósitos realizados com o pino de aço SAE 4140 em função de Força x Deslocamento e Tensão x Deslocamento.

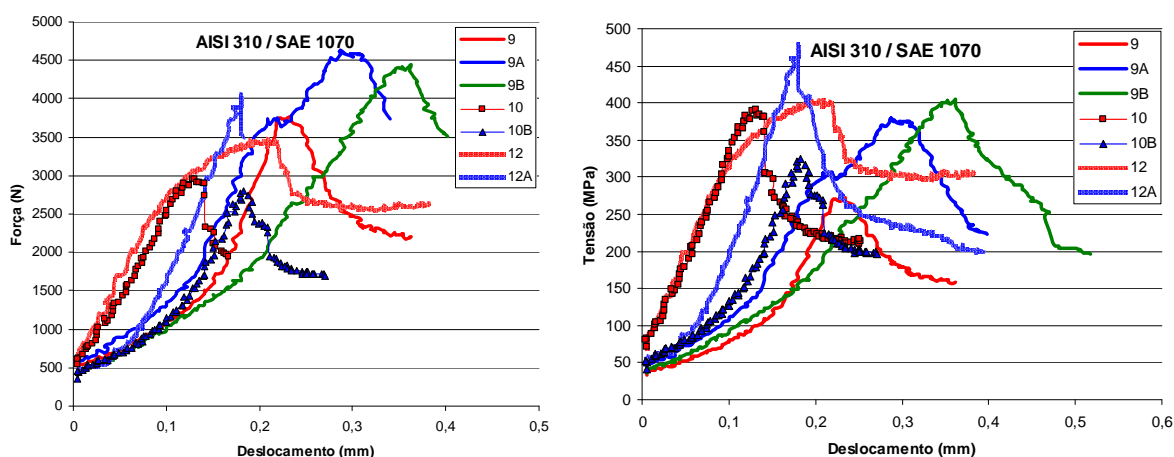


Figura 4.53 Gráficos dos ensaios de carga dos depósitos realizados com o pino de aço AISI 310 em função da Força x Deslocamento e Tensão x Deslocamento.

Os valores máximos de tensão obtidos dos ensaios foram relacionados com os valores de resistência máxima e do limite de escoamento dos materiais dos pinos retirados da literatura e que estão na tabela 3.1. Foram realizados gráficos de barras comparando então os valores encontrados no ensaio de carga com os valores da literatura, conforme mostram os gráficos das figuras 4.54 a 4.56.

No gráfico da figura 4.57 foram colocados os valores de tensão máxima de todos os depósitos e comparados pela condição de deposição.

Tabela 4.10 Resultados dos ensaios de carga com a força aplicada máxima e a tensão máxima.

<b>Depósito Força/Vel.Dep. (kN / mm/s)</b>	<b>Condição</b>	<b>Área (mm<sup>2</sup>)</b>	<b>Força Aplicada Máxima (N)</b>	<b>Tensão Máxima (MPa)</b>
<b>SAE 8620 10,3/8,5</b>	<b>1 A</b>	26,52	7845	296
	<b>1 B</b>	26,76	8255	308
<b>SAE 8620 10,3/17</b>	<b>2</b>	17,91	4588	256
	<b>2 A</b>	16,38	5156	315
	<b>2 B</b>	18,40	5806	315
<b>SAE 8620 13,7/17</b>	<b>4</b>	22,32	6633	297
	<b>4 A</b>	17,39	7552	434
	<b>4 B</b>	19,60	7032	359
<b>SAE 4140 10,3/8,5</b>	<b>5 A</b>	20,78	9722	468
<b>SAE 4140 10,3/17</b>	<b>6</b>	14,69	3958	269
	<b>6 A</b>	15,75	3512	223
	<b>6 B</b>	15,08	4427	294
<b>SAE 4140 13,7/17</b>	<b>8</b>	13,55	5456	403
	<b>8 A</b>	14,18	5039	355
<b>AISI 310 10,3/8,5</b>	<b>9</b>	13,85	3760	271
	<b>9 A</b>	12,23	4636	379
	<b>9 B</b>	10,98	4444	405
<b>AISI 310 10,3/17</b>	<b>10</b>	7,59	2961	390
	<b>10 A</b>	8,43	1886	224
	<b>10 B</b>	8,64	2802	324
<b>AISI 310 13,7/17</b>	<b>12</b>	8,57	3465	404
	<b>12 A</b>	8,45	4034	477

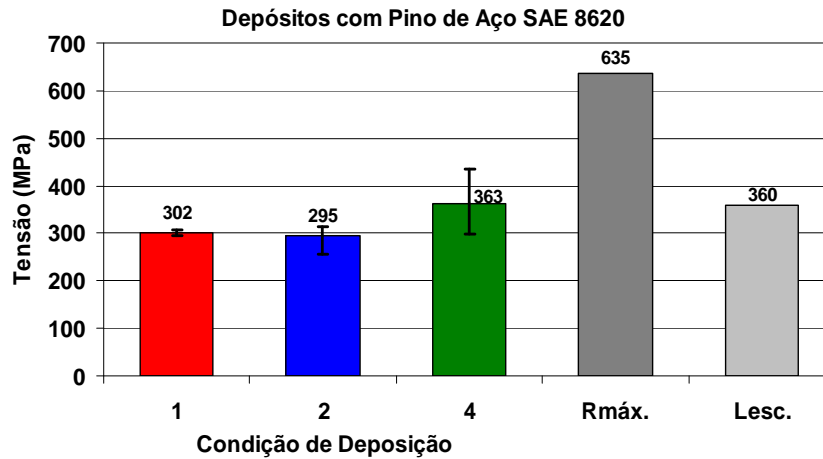


Figura 4.54 Gráfico mostrando a comparação dos valores de tensão média alcançadas nos testes de carga em depósitos com pino de aço SAE 8620 e os valores de resistência máxima e limite de escoamento do aço SAE 8620.

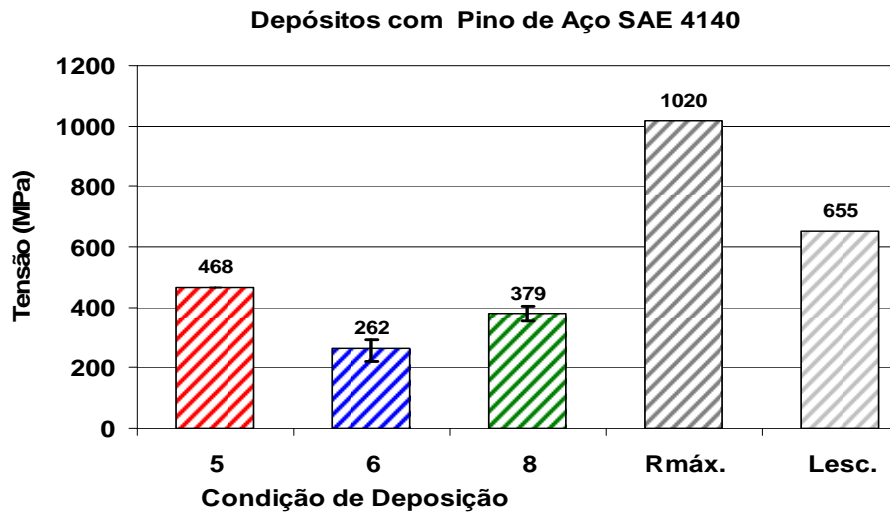


Figura 4.55 Gráfico mostrando a comparação dos valores de tensão média alcançadas nos testes de carga em depósitos com pino de aço SAE 4140 e os valores de resistência máxima e limite de escoamento do aço SAE 4140.

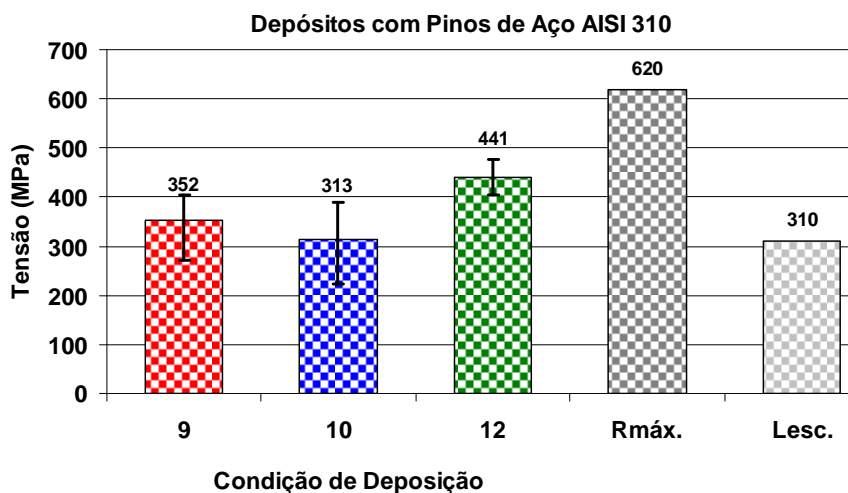


Figura 4.56 Gráfico mostrando a comparação dos valores de tensão média alcançadas nos testes de carga em depósitos com pino de aço AISI 310 e os valores de resistência máxima e limite de escoamento do aço AISI 310.

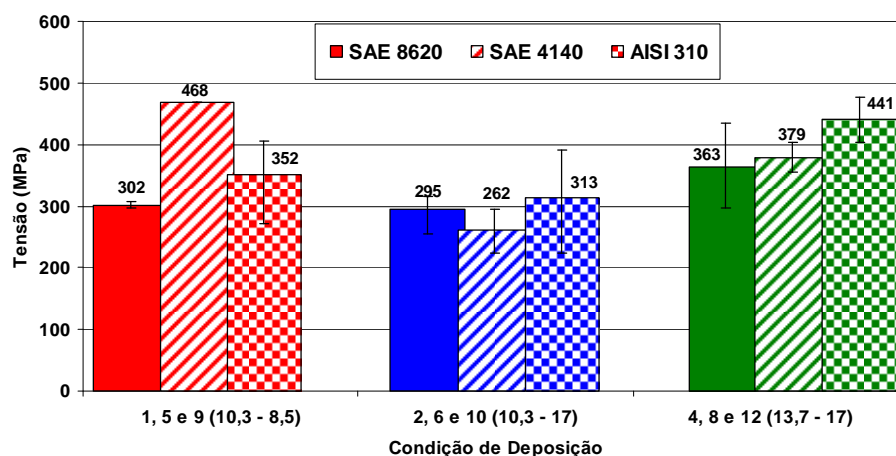


Figura 4.57 Gráfico mostrando a comparação dos valores de tensão média alcançadas nos testes de carga em todos os depósitos com os diferentes materiais de pinos e condições de deposição.

Através das análises dos gráficos das figuras 4.54 a 4.57 pode-se observar que nos depósitos realizados com o pino de aço SAE 8620 os valores encontrados de tensão de descolamento dos mesmos (tensão de cisalhamento) apresentaram valores próximos ao valor do limite de escoamento do material, sendo que na condição 4, com maior força axial e velocidade de avanço este valor foi igual. Visto que a diluição é considerada em poucos microns pode-se concluir que a resistência a adesão destes depósitos podem ser consideradas satisfatórias.

No caso dos depósitos com pino consumível de aço SAE 4140, comparando os valores de resistência do material em relação a resistência de cisalhamento dos depósitos, observa-se que ficaram na faixa de 40 a 70% do limite de escoamento e na faixa de 25 a 46% da resistência máxima. Apesar disso pode-se dizer que os depósitos apresentaram uma resistência boa. Este comportamento provavelmente melhoraria com o revenido.

No caso dos depósitos realizados com o pino consumível de aço inoxidável austenítico AISI 310 os valores de resistência foram considerados muito bons, tendo em todas as condições depositadas valores acima do limite de escoamento do material, conforme mostra o gráfico da figura 4.56. Em relação a resistência máxima ficaram na faixa de 50 a 71 % do valor. Estes aços têm como característica de ter uma boa resistência mecânica quando submetidos em altas temperaturas, devido ao seu alto teor de Cr (%25) e Ní (20%) e ao seu coeficiente de dilatação térmica ( $\approx 50\%$  maior que dos outros aços inoxidáveis e dos aços de construção mecânica).

Em relação aos parâmetros de deposição ficou claro que com a força axial maior e com a mesma velocidade de avanço a resistência dos depósitos foram maiores (comparando as condições 2, 6 e 10 e 4, 8 e 12 na figura 4.57). Enquanto que com a mesma força axial e

com menor velocidade de avanço também apresentou melhores valores de resistência dos depósitos, conforme se pode observar na comparação das condições 1, 5 e 9 em relação a 2, 6 e 10 na figura 4.57.

Após os ensaios de carga, um dos depósitos realizados na condição 2 (SAE 8620 –  $F=10,7$  e  $V_a=17\text{mm/s}$ ) foi analisado no MEV a fim de observar os micromecanismos que levaram ao descolamento dos depósitos.

Observando as fractografias observa-se que há micromecanismos do tipo frágil (intergranular e clivagem) e micromecanismos de fratura dúctil. Os micromecanismos de fratura intergranular foram observados próximos a borda do tampão falso, onde se observou que houve um destacamento de uma porção do substrato, conforme mostra a figura 4.58.

Onde o depósito rompeu junto a interface depósito/substrato observou-se micromecanismos de clivagem e coalescência de microcavidades rasas (*dimples*) (ver a figura 4.59), mostrando que houve uma união metalúrgica entre o depósito e o substrato.

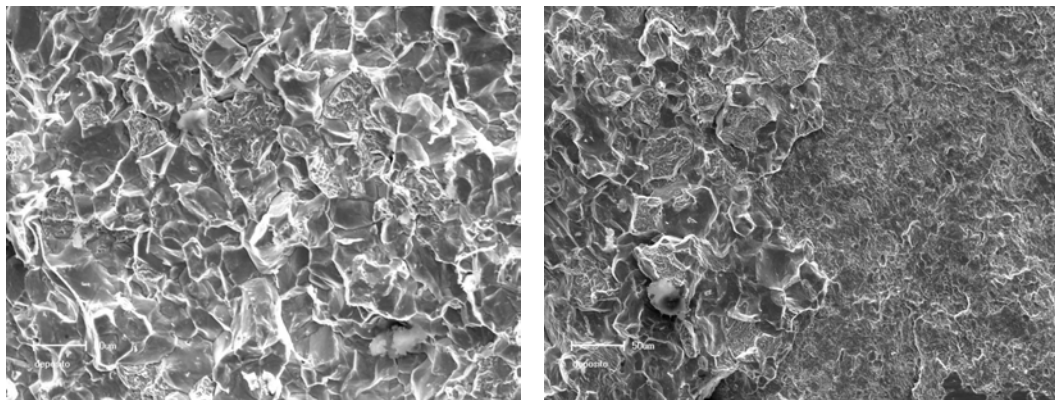


Figura 4.58 Fractografias em MEV do depósito na condição 2 (SAE 8620 –  $F=10,7$  e  $V_a=17\text{mm/s}$ ). À esquerda os micromecanismos de fratura intergranular e clivagem na porção do substrato e a direita os micromecanismos de fratura intergranular e clivagem, a esquerda da figura, e micromecanismos de clivagem e *dimples* a direita da figura.

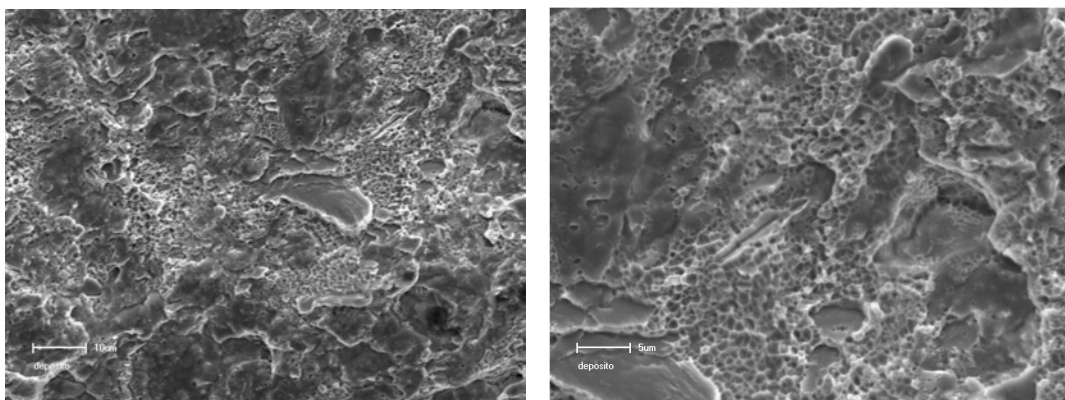


Figura 4.59 Fractografias em MEV do depósito na condição 2 (SAE 8620 –  $F=10,7$  e  $V_a=17\text{mm/s}$ ) mostrando à esquerda os micromecanismos de fratura por clivagem e *dimples* na superfície de fratura que ocorreu na interface depósito/substrato.



#### 4.8 Análise Térmica

As figuras 4.60 a 4.62 mostram os gráficos de temperatura x tempo realizados durante as deposições. Nestes gráficos optou-se por colocar somente os valores de um termopar para cada condição soldada agrupados por condições de deposição (ex.: depósitos 1, 5 e 9 – condição de deposição de 10,3 kN e 8,5 mm/s). Na configuração original foram colocados quatro termopares, conforme mostrado na figura 3.12, porém alguns deles romperam durante o processo ou não mediram a temperatura.

Cabe salientar que a ponta do termopar ficou a aproximadamente 1 mm da superfície de deposição, portanto os valores dos gráficos são referentes a esta região, não foi realizada nenhuma extrapolação dos dados.

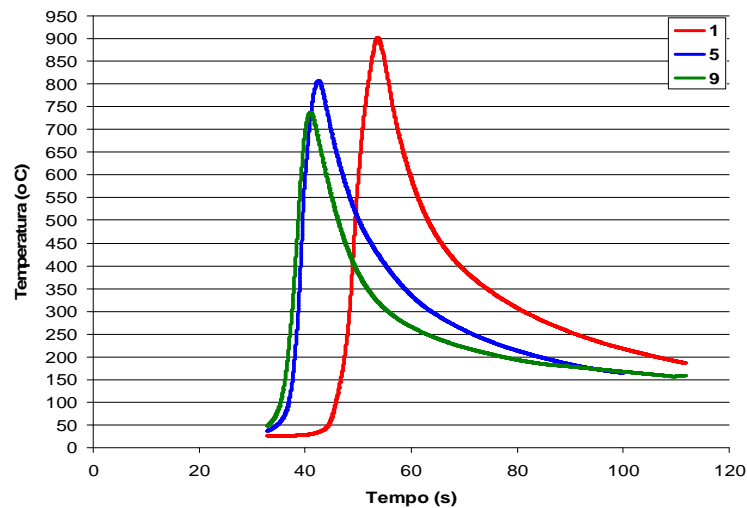


Figura 4.60 Gráfico de temperatura x tempo dos depósitos realizados nas condições de deposição 1, 5 e 9 ( $F_a = 10,3$  kN e  $V_a = 8,5$  mm/s).

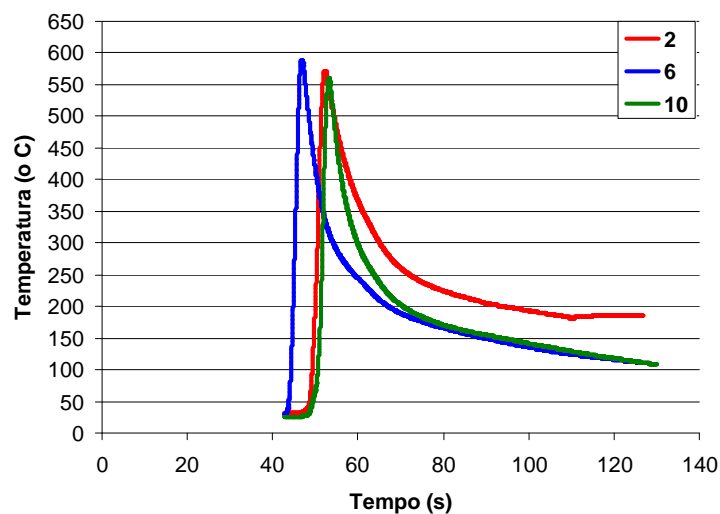


Figura 4.61 Gráfico de temperatura x tempo dos depósitos realizados nas condições de deposição 2, 6 e 10 ( $F_a = 10,3$  kN e  $V_a = 17$  mm/s).

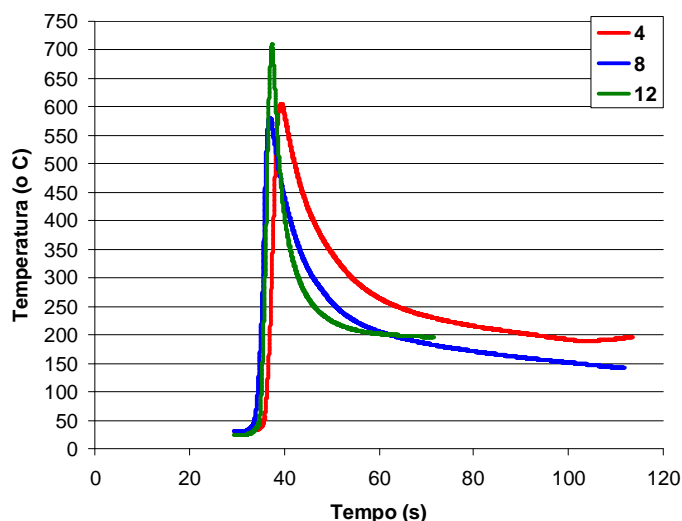


Figura 4.62 Gráfico de temperatura x tempo dos depósitos realizados nas condições de deposição 4, 8 e 12 ( $F_a = 13,7$  kN e  $V_a = 17$  mm/s).

Analisando o gráfico da figura 4.60 observa-se que as temperaturas alcançaram a região austenítica, enquanto que o gráfico da figura 4.61 os valores das temperaturas ficaram muito próximos. Como as medidas foram a 1 mm da superfície, provavelmente estes valores tenham alcançado a temperatura de austenitização, o que pode ser confirmado pelas análises microestruturais dos depósitos.

Além das medidas de temperaturas com termopares também foram realizadas termografias em todas as deposições. Como não se tinha o valor da emissividade do aço em alta temperatura utilizou-se o valor de emissividade = 1. Sabe-se que em temperaturas elevadas este valor é menor. Mas de qualquer forma, o valor de temperatura medido pelo termógrafo atingiu os valores em torno de 1100 °C, conforme pode-se ver na figura 4.63. No caso da emissividade ser menor que 1, este valor de temperatura seria um pouco menor.

Na tabela 4.11 foram colocados os valores de temperaturas máximas alcançadas pela análise termográfica em todas as condições depositadas.

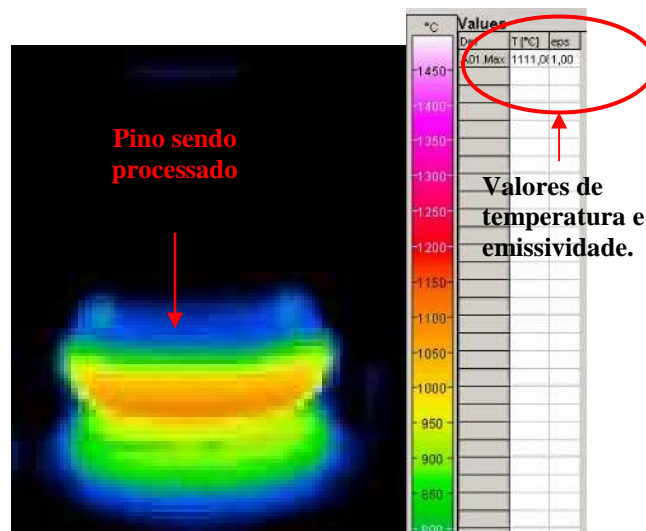


Figura 4.63 Vista de uma termografia de um pino em processamento.

Tabela 4.11 Temperaturas máximas alcançadas nas diferentes condições de deposição medidas por termografia.

Material do Pino	Condição de Deposição	Temperatura Max. (°C)
SAE 8620	1	1115
	2	1085
	4	1091
SAE 4140	5	1114
	6	1080
	8	1078
AISI 310	9	1056
	10	1047
	12	1054

Para estimar a energia de calor por atrito na região da interface depósito/substrato, considerado aqui como a energia de soldagem (*Heat Input*) do processo, foi considerada, a equação 2.3.

$$Q = \frac{\pi^2 R_p}{160} \mu n F$$

Os valores calculados para a condição de força axial de 10,3 kN e 13,7 kN, utilizando como coeficiente de fricção entre o depósito e o substrato o valor de 0,15 (segundo LIU 2009), velocidade de rotação de 3500 rev/min e raio do pino consumível ( $R_p$ ) de 10 mm (0,01m), são os seguintes.

$Q_1 = 3335,62 \text{ J}$  ou 3,33 kJ para a força axial de 10,3 kN.

$Q_2 = 4436,70 \text{ J}$  ou 4,44 kJ para a força axial de 13,7 kN.

## 5.0 CONCLUSÕES

Os resultados encontrados neste trabalho mostraram-se promissores. Baseados nestes resultados, das análises e nos ensaios dos depósitos realizados pelo processo de deposição superficial por fricção pode-se chegar as seguintes conclusões:

- Os resultados mostraram que é possível obter a deposição de aços ao carbono SAE 8620 e SAE 4140 em substratos de aço alto carbono SAE 1070 com qualidade satisfatória, bem como a deposição com materiais dissimilares, com a deposição de aço inoxidável AISI 310 na condição como depositado;
- Os depósitos realizados com os pinos consumíveis de aço inoxidável AISI 310 foram que apresentaram as melhores propriedades mecânicas relativas a adesão do depósito ao substrato com valores acima do limite de escoamento do material original. Na condição de deposição com força axial de 13,7 kN e velocidade de avanço de 17 mm/s chegou a 71% da resistência máxima do material original. Estes aços têm como característica de ter uma boa resistência mecânica quando submetidos em altas temperaturas, devido ao seu alto teor de Cr (%25) e Ní (20%) e ao seu coeficiente de dilatação térmica ( $\approx 50\%$  maior que dos outros aços inoxidáveis e dos aços de construção mecânica);
- Os depósitos realizados com o pino de aço carbono SAE 4140 foi o que apresentou os valores de tensão mais distantes dos valores de limite de escoamento e de resistência máxima do material original. Neste caso deve-se observar que os depósitos apresentaram a microestrutura como estivesse na condição de temperado, apresentando martensita e bainita, porém sem o tratamento de revenido, enquanto que os depósitos realizados com o pino de aço SAE 8620 mostraram valores de tensão similares ao limite de escoamento do material. Deve-se levar em conta que todos os resultados são referentes a condição como depositado e com o resfriamento ao ar, ou seja, não houve nenhum tratamento térmico pré ou pós deposição, ou um resfriamento controlado ou em algum meio de resfriamento específico;
- Em todos os depósitos analisados não foram observados a presença de vazios ou óxidos na interface depósito/substrato, os quais poderiam diminuir consideravelmente a resistência a adesão do depósito ao substrato, bem como a formação de alguma camada de composto mais frágil;

- Quanto aos parâmetros de deposição concluiu-se que os melhores parâmetros foram com a força axial de 13,7 kN e velocidade de deposição de 17 mm/s, com exceção do depósito realizado com o pino de aço SAE 8620 na condição 5;
- Na condição de deposição com força axial de 10,3 kN e velocidade de avanço de 8,5 mm/s não foi possível obter os depósitos de forma homogênea, porém deve-se destacar que devem ser realizados novos experimentos nesta condição deixando um tempo maior no início do processo quando ocorre a plastificação inicial do material;
- Apesar da literatura não explicar muito bem, pode-se observar pelos resultados das medições dos depósitos, que há uma influência das propriedades físicas (condutividade térmica, densidade em massa, capacidade de calor específico, etc.) e de atrito (coeficiente de atrito) dos materiais envolvidos. Observou-se que com os mesmos parâmetros de soldagem o pino consumível de aço SAE 8620 teve o depósito com as dimensões de largura e espessura maiores do que os depósitos com o pino de aço inoxidável AISI 310 (L = 15,20 mm e e= 1,12 mm na condição 1 para 12,85 mm e 0,57 mm na condição 9, respectivamente);
- As microestruturas encontradas nos depósitos realizados com o pino de aço SAE 8620 apresentaram-se de forma heterogênea com diferentes microconstituintes como: ferritas de contornos de grãos e de Widmanstätten, bainita superior e coalescida e martensita. Após o revenimento observou-se a transformação da martensita de baixo carbono para ferrita e cementita e a precipitação de finos carbonetos (cementita). O diagrama de resfriamento contínuo mostrou-se razoável para prever as microestruturas encontradas;
- Nos depósitos realizados com o pino de aço SAE 4140 no estado como depositado, as microestruturas encontradas foram basicamente martensita, bainita (superior e coalescida) e austenita retida, conforme prediz o diagrama de resfriamento contínuo. Após o revenido, a microestrutura passou a martensita revenida e bainitas revenidas (superior e coalescidas);
- As microestruturas dos depósitos realizados com o pino de aço inoxidável austenítico AISI 310 apresentou-se na forma de grãos austeníticos com alguns precipitados de carbonetos de cromo dispersos na matriz e bandas de deformação decorrentes do processamento no estado como depositado. O tratamento de revenido realizado não alterou a microestrutura dos depósitos;
- Com relação ao tamanho de grão austenítico prévio pode-se observar em todas as microestruturas a ocorrência do fenômeno de recristalização dinâmica, com um maior efeito de refinamento da microestrutura nos depósitos realizados pelo pino de aço inoxidável AISI 310, onde o tamanho de grão no material antes do processamento foi de ASTM 7 enquanto que nos depósitos variou de ASTM 8 a ASTM 11;

- Os mecanismos de adesão dos depósitos observados foram na forma de chaveamento mecânico através de rugosidades (ondulações) superficiais no substrato, por uma pequena difusão (observada pela análise de EDS somente nos depósitos realizados com o pino de aço inoxidável AISI 310) em torno de 6  $\mu\text{m}$  e por ligações metalúrgicas, as quais foram confirmadas pelos micromecanismos de *dimples* na interface dos depósitos após o ensaio de carga;
- Quanto aos perfis de microdureza, no estado como depositado, pode-se observar que os gráficos apresentaram 3 regiões distintas: região do depósito, da ZTA e do substrato sem ser afetado pela temperatura de processamento, sendo que a transição de uma região para outra apresentou-se de forma abrupta o que não é recomendável para aplicação prática. A ZTA apresentou durezas muito elevadas com valores atingindo a faixa de 800 a 900 HV, pois ocorreu a formação de martensita bruta e austenita retida. O tratamento térmico de revenido teve distintos efeitos na dureza, sendo mais pronunciado nos depósitos realizados com pino de aço SAE 4140 diminuindo os valores em até 200 HV e nas ZTAs dos substratos entre 300 a 400 HV. Nos depósitos de aço inoxidável AISI 310 não foi observada nenhuma diferença de dureza.
- A influência dos parâmetros de deposição, de força axial e velocidade de avanço, utilizadas neste trabalho mostrou-se coerente com os resultados encontrados na literatura.

## 6.0 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Conforme mostrado neste trabalho os resultados encontrados são promissores para serem utilizados na prática, porém para isso alguns trabalhos adicionais devem ser realizados para um melhor entendimento. Dentre estes se podem citar:

- Utilizar os mesmos parâmetros de deposição realizados neste trabalho variando a velocidade de rotação, pois a mesma foi fixada em 3500 rpm;
- Realizar deposições com múltiplos passes e camadas e avaliação mecânica/metalúrgica destes depósitos;
- Fazer tratamentos térmicos de pré-aquecimento e pós-aquecimento a fim de observar os efeitos dos mesmos nas propriedades de resistência de adesão, microestrutura e dureza, comparados com a condição como depositado;
- Realizar um estudo mais detalhado, qualitativo e quantitativo, das microestruturas presentes e correlacionar com as propriedades mecânicas/metalúrgicas dos depósitos;
- Realizar ensaios de desgaste, fadiga e de corrosão em depósitos realizados nestas mesmas condições e parâmetros de deposição;
- Realizar deposições com o pino de aço inoxidável AISI 310 em substratos de aço utilizados na indústria do petróleo e gás, pois este processo de deposição por fricção tem um potencial grande nesta área de revestimentos dissimilares (aço inox/aço carbono).
- Fazer um estudo mais criterioso da Energia de Soldagem envolvida no processo, pois os modelos até então realizados e mostrados na literatura tem muitas simplificações.

## 7.0 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABNT NBR 8108-83 – **Ataque com reativos metalográficos em ligas ferrosas**, 1983.

ABNT NBR 13284-95 - **Preparação de Corpos de Prova Para Análise Metalográfica**, 1995.

AMÂNCIO, S., **Friction Riveting: Development and Analysis of a New Joining Technique for Polymer-Metal Multi-Materials Structures**, Tese de Doutorado, Technischen Universität Hamburg-Harburg, 2007.

ASM International - **Heat Treater's Guide: Practices and Procedures for Irons and Steels**, 1995, pp.320 and pp.442.

ASM International, **High-Temperature Property Data: Ferrous Alloys**, ROTHMAN, M.F., USA, 1987.

ASM International, **Friction Surfacing**. Metals Handbook Vol.6, 10th edition, pp.321-323, 1992.

ASM International, **Surface Engineering for Corrosion and Wear Resistance - Introduction to Surface Engineering for Corrosion and Wear Resistance**, Chapter 1, 2001.

ASM International – **Carburizing: Microstructures and Properties - Chapter 4 – Retained Austenite**, 1999, pp.77 - 97.

ASM International, **Physical Properties of Carbon and Low-Alloy Steels**, Metals Handbook, Vol.1, 10<sup>th</sup>, 1990, pp.195-199.

ASM International, **Forming and Forging. Appendix: Superplasticity in Iron-Base Alloys**, SHERBY, O. D, Metals Handbook, Vol.14, 10<sup>th</sup>, 1996, pp.1920-1927.

ASTM E 415-08 – **Optical Emission Vacuum Spectrometric Analysis of Carbon and Low-Alloy Steel**, June 2008.

ASTM E112-10 – **Standard Test Method for Determining Average Grain Size**, 2010.

ASTM E384-10 – **Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials**, 2010.

AUTOMOTION CREATIONS INC., **MatWeb Material Property Data**, Blacksburg, Virginia, USA, 1996, [www.matweb.com](http://www.matweb.com), acesso em 26 de fevereiro de 2008.



AVNER, S. H., **“Introduction to Physical Metallurgy”**, The McGraw-Hill Companies, 2<sup>a</sup> Ed., 1990.

AWS Welding Handbook, **Metals and Their Weldability**, 7th Ed., Vol.4, American Welding Society, 1982, pp. 9-25.

AWS Welding Handbook, **Friction Welding – Definition and Process Variations”**, 8<sup>th</sup> edition, Vol.2, Chapter 23, pp.740-763, 1991.

BATCHELOR, A . W. et all, **The Effect of Metal Type and Multi-layering on Friction Surfacing**. Journal of Materials Processing Technology, 57, 1996, pp.172-181.

BEDFORD, G.M. **Friction Surfacing for Wear Applications**. Metals and Materials, November 1990, pp.702-705

BEDFORD, G.M. et al. **On the Thermo-mechanical Events During Friction Surfacing of High Speed Steels**. Surface and Coatings Technology 141, 2001, pp.34-39.

BEZERRA, C.A.D., **Tipos de Falhas em Componentes Mecânicos: ruptura, desgaste e obsolescência**, Apostila do Curso de Materiais e Equipamentos - DEMP, 2010.

BHADESHIA, K.H.D.H. et al, **Coalesced Bainite**. Transactions of the Indian Institute of Metals, 2006, Vol.59, pp.689-694.

BHADESHIA, K.H.D.H., **Realibility of Weld Microstructures and Property Calculations**, Welding Journal, September 2004, pp.237s-243s.

CALLISTER Jr., W.D., **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**, 5<sup>a</sup> Edição, LTC Editora, 2000.

Catálogo Geral de Aspersão Térmica e Metalização da Castolin Eutectic, 2010, retirado do site [www.eutectic.com.br](http://www.eutectic.com.br), acessado em 05/11/2010.

CHANDRASEKARAN, M. et all., **Friction Surfacing of Metal Coatings on Steel and Aluminum Substrate**. Journal of Materials Processing Technology 72, 1997, pp.446-452.

DOS SANTOS, J.F., **The FSW Process: Principles and Description and Friction Stir Spot Welding, Friction Spot Welding and Bobbin Tool Welding**, Curso ministrado na VEM em 22 de Dezembro de 2005, Porto Alegre.

FROEHLICH, A.R., **Tratamento Superficial Duplex com TiN e CrN de Aços Ferramenta da Classe AISI H13 Para Matrizes de Injeção de Ligas de Alumínio**, Tese de Doutorado, PPGEM/UFRGS, 2003.

GALLAZZER, G., **Aplicações Práticas da Tecnologia ESAB para Revestimento em Fita**, Revista Solução da ESAB, N<sup>o</sup> 13, Abril de 2010, retirado do site: [www.esab.com.br](http://www.esab.com.br), acessado em 05/11/2010.

HUANG, T. *et al*, **Microstructural Evolution of DP980 Steel During Friction Bit Joining**, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol.40<sup>a</sup>, Dec.2009, pp.2994-3000.

IIW Doc.Nº IX-1533-88 – IXJ -123-87 – Revision 2 – **Guide to the Light Microscope Examination of Ferritic Steel Weld Metals**, June 1988.

JAMSHIDINIA, M. et al, **Friction Stir Cladding of Carbon Steel by 304 Stainless Steel**, Proceedings of the 8<sup>th</sup> International Welding Symposium organized by Japan Welding Society, 2008.

KEEHAN, E. et al, **New Developments With C-Mn-Ni High Strength Steel Weld Metals – Part A. Microstructure**, Welding Journal, 2006, pp.200s-210s.

KIECKOW, F., **Caracterização das Superfícies e Regiões Interfaciais de Filmes Nanométricos de TiN/Ti/Aço AISI M2 Nitretado à Plasma**, Tese de Doutorado, PPGEM/UFRGS, 2008.

KLOPSTOCK, H. and NEELANDS, A.R., **An Improved Method of Joining and Welding Metals**, British Patent Nº 572789, IC B23 K 20/12.

KRAUSS, G. **Steels: Processing, Structure, and Performance**, ASM International, 2005.

KWIETNIEWSKI, C.E.F. e KISS, F.J., **Metalografia e Tratamentos Térmicos de Aços e Ferros Fundidos**, Apostila Didática, 2ª Ed., UFRGS, 2010.

LEBEDEV, V.K. and CHERNENKO, I.A. **Friction Welding**, Sov.Tech.Rev.C.Weld.Surf., vol.4, pp.59-168, 1992.

LI, J.Q. and SHINODA, T., **Underwater Friction Surfacing**. Surface Engineering 2000, vol.16, Nº1, pp.31-35.

LIMA, C.C. e TREVISAN, R.E., **Aspersão Térmica – Fundamentos e Aplicações**, Artliber Editora, São Paulo, 2007.

LIU, X.M. et al, **Transferring Mechanism of the Coatings Rod in Friction Surfacing**, Surface and Coatings Technology 202, 2008, pp. 1889-1894.

LIU, X. et al., **Finite Difference Modeling on the Temperature Field of Consumable-rod in Friction Surfacing**, Journal of Materials Processing Technology 209, 2009, pp.1392-1399.

MARQUES, P.V., MODENESI, P.J. e BRACARENSE, A.Q., **Soldagem – Fundamentos e Tecnologia**, Editora UFMG, Belo Horizonte, 2005.

MAZZAFERRO, C.C.P., **Soldagem a Ponto por Fricção e Mistura Mecânica de Um Aço Trip 800: Processo, Microestrutura e Propriedades**, Tese de Doutorado, PPGE3M/UFRGS, 2008.

MEYER, A. **Friction Hydro Pillar Processing: Bonding Mechanism and Properties**, Tese de Doutorado, Technischen Universität Braunschweig, 2002.

MITEA, I., RADU, B. **Thermal Field Numerical Analysis in Case of Friction Welding of Dissimilar Materials**, Mathematical Modelling of Weld Phenomena 4, 1998, London: IOM Communications, pp.444-454.

- NICHOLAS, E.D. **Friction Processing Technologies**. Welding in the World, Vol.47, n° 11/12, 2003.
- NICHOLAS, E.D. and THOMAS, W.M. **Metal Deposition by Friction Welding**. Welding Journal, August 1986, pp.17-27.
- OHRING, M., **The Materials Science of Thin Films**, Academic Press, Harcourt Brace 7, Company Publishes, p.704, EUA, 1992.
- PADILHA, A.F. e SICILIANO Jr., F., **Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura**, 3ª edição, ABM, 2005.
- PAN, T.Y. et al, **Spot Friction Welding-A New Joining Method for Aluminum Sheet**. In: Proceedings of International Automotive Body Congress – IABC 2005, Vol.2, Ann Arbor, Michigan, pp.95-99.
- PAPRITAN, J.C. **Friction Welding**, Welding Handbook, vol.2, chapter 23, 8th edition, pp.739-764, 1991.
- PINHEIRO, G.A., **Local Reinforcement of Magnesium Components by Friction Processing: Determination of Bonding Mechanisms and Assessment of Join Properties**, Tese de Doutorado, Universität Hamburg-Harburg, 2008.
- RABINOWICZ, E., **Friction and Wear of Materials**, John Wiley and Sons, 1980.
- RADI, P. A. et al, **Tribologia, Conceitos e Aplicações**, Anais do 13º Encontro de Iniciação Científica e de Pós-Graduação do ITA – XIII ENCITA, 2007.
- RAFI, H.K. et al., **Friction Surfaced Tool Steel (H13) Coatings on Low Carbon Steel: A Study on the Effects of Process Parameters on Coating Characteristics and Integrity**, Surface and Coatings Technology 205, 2010, pp.232-242.
- RAFI, H.K. et al., **Microstructural Evolution During Friction Surfacing of Tool Steel H13**, Material and Desing 32, 2011, pp.82-87.
- REDDY, G.M et al., **Friction Surfacing: Novel Technique for Metal Matrix Composite Coating on Aluminum-Silicon Alloy**, Surface Engineering, vol.25, N° 1, 2009, pp.25-30.
- SAKIHAMA, H. et al., **Mechanical Properties of Friction Surfaced 5052 Aluminum Alloy**, Materials Transactions, vol.44, N° 12, 2003, pp.2688-2694, The Japan Institute of Light Metals.
- SHINODA, T. et al, **Effect of Process Parameters During Friction Coating on Properties of Non-Dilution Coating Layers**. Surface Engineering, 1998, vol.14, N° 3, pp.211-216.
- SHINODA, T. et al. **Development of Heavy Thickness Coating Process by Friction**. Proc.of the 6<sup>th</sup> Int.Symp., JWS, 1996, Nagoya, 719-724.
- STOETERAU, R.L., **Tribologia**, Apostila do Curso de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Santa Catarina, 2004.

THOMAS, W.M. and NICHOLAS, E.D., **Friction Surfacing and New Methods of Friction Cladding (review)**, Paton Welding Journal, 6 (3), pp.179-185, 1994.

THOMAS, W.M. et al, **Friction Processes Benefit from a Gas Shield**, Welding & Metal Fabrication, pp.7-11, May 1998.

THOMAS, W.M. **An Introduction to Friction Surfacing**. Surface Engineering Conference, 1985, vol.3, paper 49, pp.261-277.

THOMAS, W.M. and NICHOLAS, E.D., **Friction Surfacing and New Methods of Friction Cladding (review)**, Paton Welding Journal, 1994, 6 (3), pp.179-185.

TOKISUE, H. et al., **Structures and Mechanical Properties of Multilayer Friction Surfaced Aluminum Alloys**, Report of the Research Institute of Industrial Technology, Nihon University, N°78, 2005.

VAN KALKEN, A ., **Friction Surfacing of Stainless Steel on Mild Steel With a Robot**. Dissertação de Mestrado. Delft University of Technology, 2001.

VITANOV, V.I. et al, **Decision Support System to Optimize the FRICTEC (Friction Surfacing) Process**. Journal of Materials Processing Technology, 107, 2000, pp.236-242.

VITANOV, V.I et al, **Neurofuzzy Approach to Process Parameter Selection for Friction Surfacing Applications**. Surface and Coatings Technology 140, 2001, pp.256-262.

VITANOV, V.I. and JAVAID, N., **Investigation of the Thermal Field in Micro Friction Surfacing**, Surface and Coatings Technology 204, 2010, pp.2624-2631.

VITANOV, V.I. et al., **Application of Response Surface Methodology for the Optimisation of Micro Friction Surfacing Process**, Surface and Coatings Technology 204, 2010, pp.2624-2631.

VOUTCHKOV, I. et al. **An Integrated Approach to Friction Surfacing Process Optimization**. Surface and Technology 141, 2001, pp.26-33.

WEISS, H., **Adhesion of Advanced Overlay Coatings: Mechanisms and Quantitative Assessment**, Surface and Coatings Technology 71, 1995, pp.201-207.

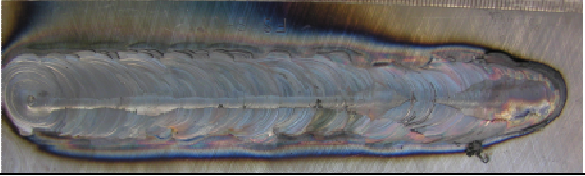






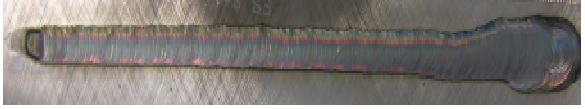





[www.oerlikon.com](http://www.oerlikon.com), acessado em 04/11/2010.

## 8.0 ANEXOS

### 8.1 Macrografias





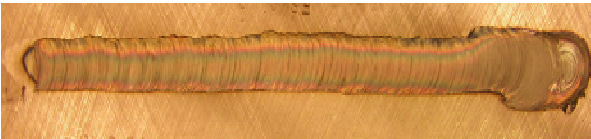

Material do pino de deposição: ABNT 9254

Velocidade de Rotação: 3500 rev/min

Vel.Avanço (mm/s)	Força Axial (kN)		
	7	10,3	13,7
2	Não foi realizado	FS S - 07 	Não foi realizado
3,5	FS S - 04 	FS S - 03 	FS S - 12 
5	FS S - 09 	FS S - 02 	FS S - 00 
8,5	FS S - 10 	FS S - 08 	FS S - 13 
13,5	FS S - 11 	FS S - 06 	FS S - 14 






**Material do pino de deposição: ABNT 9260**

**Velocidade de Rotação: 2500 rev/min**

Vel.Avanço (mm/s)	Força Axial (kN)		
	7	10,3	13,7
3,5	Não foi realizado	FS S - 16 	Não foi realizado
5	FS S - 20 	FS S - 15 	FS S - 18 
8,5	Não foi realizado	FS S - 17 	FS S - 19 


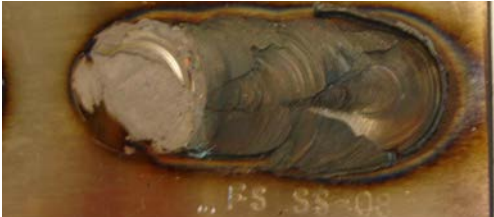
Material do pino de deposição: ABNT 4140

Velocidade de Rotação: 3500 rev/min

	Força Axial (kN)		
Vel.Avanço (mm/s)	7	10,3	13,7
5	Não foi realizado	FS SS – 02 	FS SS – 01 
8,5	FS SS – 05 	FS SS – 03 	FS SS – 04 





**Material do pino de deposição: ABNT 4140**

**Velocidade de Rotação: 2500 rev/min**

	<b>Força Axial (kN)</b>		
<b>Vel.Avanço (mm/s)</b>	<b>7</b>	<b>10,3</b>	<b>13,7</b>
<b>8,5</b>	FS SS – 06 	FS SS – 08 	Não foi realizado

**Material do pino de deposição: ABNT 1045**






**Velocidade de Rotação: 3500 rev/min**

	<b>Força Axial (kN)</b>		
<b>Vel.Avanço (mm/s)</b>	<b>7</b>	<b>10,3</b>	<b>13,7</b>
<b>8,5</b>	FS ST – 03 	FS ST – 05 	FS ST – 07 
<b>13,5</b>	FS ST – 09 	Não foi realizado	Não foi realizado


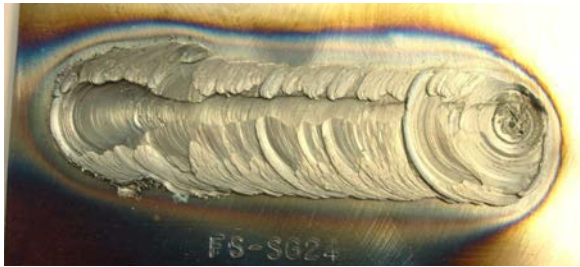

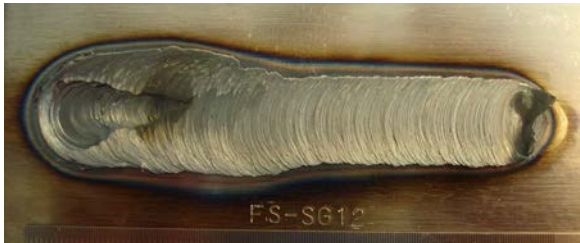
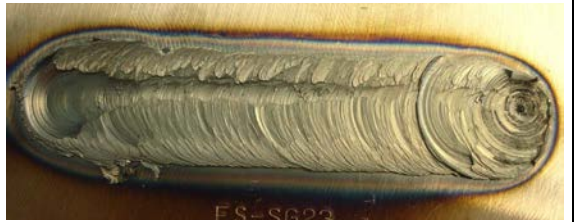


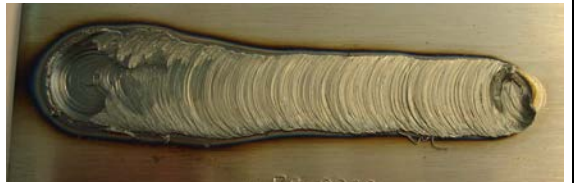





Material do pino de deposição: ABNT 1045


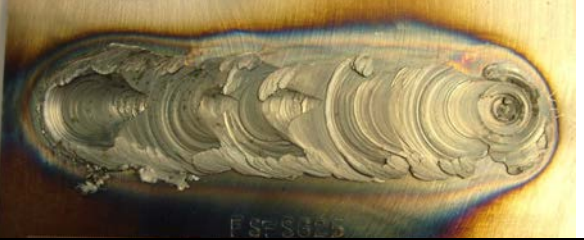









Velocidade de Rotação: 3000 rev/min

	Força Axial (kN)		
Vel.Avanço (mm/s)	7	10,3	13,7
8,5	FS ST - 02 	FS ST - 04 	FS ST - 06 
13,5	FS ST - 08 	FS ST - 10 	Não foi realizado










**Material do pino de deposição: ABNT 8620**  
**Velocidade de Rotação: 3000 rev/min**

Vel.Avanço (mm/s)	Força Axial (kN)		
	7	10,3	13,7
5	FS SG – 09 	FS SG – 24 	Não foi realizado
8,5	FS SG – 03 	FS SG – 12 	FS SG – 23 
13,5	FS SG – 08 	FS SG – 17 	FS SG – 18 
17	FS SG – 27 	FS SG – 30 	FS SG – 33 

**Material do pino de deposição: ABNT 8620**  
**Velocidade de Rotação: 3500 rev/min**

Vel.Avanço (mm/s)	Força Axial (kN)		
	7	10,3	13,7
5	FS SG – 10 	FS SG – 25 	Não foi realizado
8,5	FS SG – 02 	FS SG – 13 	FS SG – 22 
13,5	FS SG – 07 	FS SG – 16 	FS SG – 19 
17	FS SG – 28 	FS SG – 31 	FS SG – 34 

**Material do pino de deposição: ABNT 8620**  
**Velocidade de Rotação: 4000 rev/min**

Vel.Avanço (mm/s)	Força Axial (kN)		
	7	10,3	13,7
5	FS SG – 11 	Não foi realizado	Não foi realizado
8,5	FS SG – 05 	FS SG – 14 	FS SG – 21 
13,5	FS SG – 06 	FS SG – 15 	FS SG – 20 
17	FS SG – 29 	FS SG – 32 	FS SG – 35 