

VICTOR MACHADO SOUZA

**ESTUDO DA SOLDABILIDADE DE CHAPAS DE
DESGASTE SOBREPOSTAS UNINDO O AÇO
CARBONO ASTM A-36 DA BASE COM O
REVESTIMENTO DURO DE CARBONETO DE
CROMO E NIÓBIO UTILIZANDO O PROCESSO
DE ELETRODO REVESTIDO**

Monografia apresentada ao Programa de
Educação Continuada em Engenharia da Escola
Politécnica da Universidade de São Paulo para
conclusão de curso de Especialização.

São Paulo

Mar/2016

VICTOR MACHADO SOUZA

(Engenheiro Mecânico, UFES, 2010)

**ESTUDO DA SOLDABILIDADE DE CHAPAS DE
DESGASTE SOBREPOSTAS UNINDO O AÇO
CARBONO ASTM A-36 DA BASE COM O
REVESTIMENTO DURO DE CARBONETO DE
CROMO E NIÓBIO UTILIZANDO O PROCESSO
DE ELETRODO REVESTIDO**

Monografia apresentada ao Programa de
Educação Continuada em Engenharia da Escola
Politécnica da Universidade de São Paulo para
conclusão de curso de Especialização.

Área de Concentração:
Engenharia da Soldagem

Orientador:
Dr. Sérgio Duarte Brandi

São Paulo

Mar/2016

“Se você quer algo novo, você precisa parar de fazer algo velho.”

Peter Drucker

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho aos meus pais, que me deram a vida e, pelo exemplo, me ensinaram a vivê-la com determinação.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus por sempre iluminar o meu caminho e me dar força para continuar.

Agradeço ao meu orientar, professor Dr. Sérgio Duarte Brandi, por todo ensinamento passado durante as aulas, pelas orientações durante o trabalho e principalmente pelo exemplo de dedicação e comprometimento com estudo e desenvolvimento da soldagem.

Agradeço ao Jaime Casanova Soeiro Junior pela ajuda na montagem do trabalho.

Agradeço à Vale pela confiança dedicada e pelo apoio financeiro dado. Em específico ao meu supervisor Marcelo Chacur e gerente Alixandre Liberato, que foram responsáveis pela aprovação interna na companhia.

Agradeço ao amigo Juliano Frigini pela motivação em fazer o curso, pela companhia durante as viagens e pelos ensinamentos de soldagem.

Agradeço ao Marlon Domingues e à empresa Eutectic do Brasil Ltda. pelo apoio nos primeiros testes de soldagem.

Agradeço ao soldador Marcio Jorge Araújo pelo grande empenho em soldar os tantos testes executados e por acreditar que daria certo.

Agradeço à minha namorada Bárbara Almeida Muniz pelo carinho e compreensão durante a consolidação desse trabalho.

Agradeço à empresa Plamont pelo apoio com os testes laboratoriais.

Agradeço minha família, pai, mãe e irmã que sempre me apoiou e me motiva todos os dias a continuar buscando conhecimento.

CURRICULUM VITAE

Victor Machado Souza

Engenheiro Mecânico – CREA ES-024204/D

FORMAÇÃO:

- MBA Gerenciamento de projetos – Universidade de Vila Velha (UVV) – 2012/2014
- Engenharia Mecânica - Universidade Federal do Espírito Santo (UFES) – 2006/2010

HISTÓRICO PROFISSIONAL:

- ENGENHEIRO MECÂNICO / ENGENHEIRO DE TRANSPORTADORES
VALE S.A. - Mar/2012
- ENGENHEIRO MECÂNICO / ENGENHEIRO DE COMISSIONAMENTO
VALE S.A. – MOÇAMBIQUE - Jul/2011 – Mar/2012 (9 meses)
- ENGENHEIRO MECÂNICO / ENGENHEIRO DE MANUTENÇÃO
VALE S.A. - Jan/2011 – Jul/2011
- ESTAGIÁRIO – DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGEN – Projetos de Engenharia - Fevereiro/2009 - Agosto/2009

RESUMO

Chutes de transferências entre transportadores de correias são estruturas comuns em qualquer área de movimentação de minério. Como prática em todo mundo para aumentar a vida útil e viabilizar a manutenção, eles são revestidos internamente com placas revestidas resistentes ao desgaste. Devido à baixa soldabilidade do revestimento duro dessas chapas, elas são trocadas quando apresentam desgaste. Neste trabalho é apresentado um estudo da soldabilidade de duas chapas de desgaste bimetálica sobrepostas, unindo o aço carbono ASTM A-36 da base de uma com o revestimento duro de carboneto de cromo e nióbio da outra. A soldagem foi executada pelo processo de eletrodo revestido, em temperatura ambiente e também utilizando pré e pós-aquecimento, variando o comprimento dos cordões e também os consumíveis E7018, E312-16 e E309-17. Após a soldagem dos experimentos, todos apresentaram trincas. Eles foram então avaliados para determinação da configuração de soldagem com menor quantidade de defeitos. Foram realizadas análise visual após a soldagem, macrografia de amostras de cortes transversais e ensaio de dureza. O resultado comparativo mostrou que a soldagem com menor quantidade de defeitos foi realizada com o consumível E312, no sentido transversal da solda do revestimento, em cordões de menor comprimento e com pré e pós-aquecimento.

ABSTRACT

Conveyors belt transfer chutes are common structures in any ore handling plant. As a worldwide common practice to increase the life cycle and enable the maintenance, the chutes are coated with wear resistance plates. Due to the low weldability of the hard coating, these plates are changed when they show wear. This paper presents a study of the weldability of two bimetallic wear plates overlapping a hard coating of chromium and niobium carbides wear over a ASTM A-36 steel matrix. The welding was performed by SMAW at room temperature and also using pre and post heating, by changing the length of the weld beads and using E7018, E312-16 and E309-17 consumables. After welding the experiments, all samples presented cracks. They were then evaluated to find the welding configuration for minimizing the amount of defects. After welding, visual analysis were performed, macrography of specimen and hardness testing. The comparison of results showed that welding with less defects was performed with the consumable E312 in the transverse direction of the welding coating beads, with smaller length beads and with pre and post heating of the weldment.

LISTA DE FIGURAS

Fig. 2.1 – Representação do tribosistema [7]	4
Fig. 2.2 – Desgaste abrasivo como função da razão de dureza de partículas abrasivas pela dureza do material desgastado [3]	6
Fig. 2.3 – Análise microestrutural de chapas ASTM A-36 revestidas com eletrodo de carboneto de cromo para resistência ao desgaste. (a) Amostra com uma camada. (b) Amostra com duas camadas. (c) Amostra com três camadas [16]	9
Fig. 2.4 – Diagrama estrutural de ligas de cromo-carbono [19].	11
Fig. 2.5 – Perda de massa das ligas de ferro fundido de alto cromo em função da fração volumétrica de carbonetos em testes de abrasão com (a) sílica seca e úmida e (b) alumina a seco [21]	12
Fig. 2.6 – Exemplos de aplicação da técnica de amanteigamento (a) para revestimento duro e (b) para recuperação de materiais de baixa soldabilidade.	16
Fig. 2.7 – (a) Região revestida com chapas de revestimento duro apresentando desgaste e (b) reparo por soldagem de chapa de revestimento nova sobrepondo região desgastada de outra estrutura [27].....	17
Fig. 2.8 – Distorção angular (a) em uma junta de topo e (b) em uma solda de filete [28]	19
Fig. 2.9 – Ciclo térmico da soldagem [9].....	20
Fig. 2.10 – Perfil do cordão de uma junta em ângulo de uma soldagem multipasse (a) analisado no microscópio e (b) simulação dos campos de temperatura assumindo distribuição constante e uniforme [34].....	20

Fig. 2.11 – Desenvolvimento de tensões residuais longitudinais durante a soldagem [35].....	21
Fig. 2.12 – Simulação por elementos finitos da distribuição de tensões residuais de uma soldagem de filete em uma junta em ângulo [34].....	22
Fig. 2.13 – Representação do intervalo de fragilização do material e a condição de tensão crítica que gera trinca [29]	27
Fig. 2.14 – Representação esquemática do efeito do tamanho do grão e presença de impureza na suscetibilidade a trinca de liquação na ZAC [29]	28
Fig. 2.15 – Esquema do efeito da temperatura na redução de área de um aço inoxidável austenítico [9]	29
Fig. 2.16 – Exemplos de trinca induzida pelo hidrogênio iniciadas nos pontos de concentração de tensão [49].....	31
Fig. 2.17 – Detalhe de trincas (a) antes e (b) depois de operação no revestimento duro de um componente da indústria sucroalcooleira [52]....	32
Fig. 4.1 – Dimensões das chapas para os experimentos: (a)490 x 380 x 20mm e (b)188 x 161 x 20mm	35
Fig. 4.2 – Posicionamento das chapas em cada experimento.....	40
Fig. 4.3 – Orientação para execução dos cordões de solda em cada experimento	40
Fig. 4.4 – Orientação geral para corte das amostras	43
Fig. 4.5 – Orientação para ensaio de dureza	46

Fig. 5.1 – Micrografia óptica: (a) revestimento superficial, (b) revestimento, (c) revestimento próximo à interface, (d) Interface revestimento/material base e (e) material base.....	49
Fig. 5.2 – Foto do 1º cordão do Experimento 3	50
Fig. 5.3 – Foto do 1º cordão do Experimento 4	51
Fig. 5.4 – Foto do 3º cordão do Experimento 2 logo após a soldagem – E7018 com pré e pós aquecimento	51
Fig. 5.5 – Foto do 3º cordão do Experimento 6 logo após a soldagem – E312 com pré e pós aquecimento	52
Fig. 5.6 – Foto do 4º cordão do Experimento 1 logo após a soldagem - E7018 sem pré-aquecimento	52
Fig. 5.7 – Foto do 6º cordão do Experimento 2 (a) 48h após a soldagem, (b) após o corte da amostra e (c) vista lateral da amostra separada	53
Fig. 5.8 – Médias dos valores de trinca por centímetro por cada cordão dos testes.	55
Fig. 5.9 – Foto do 5º e 6º cordões do Experimento 6 comparando o aumento das trincas do revestimento da chapa inferior	56
Fig. 5.10 – Foto da macrografia da (a) amostra completa e (b) específica do cordão do EX_1A cortada do 3º cordão do experimento 1 – E7018 sem pré e pós aquecimento	59
Fig. 5.11 – Foto da macrografia da (a) amostra completa e (b) específica do cordão do EX_1B cortada do 2º cordão do experimento 1 – E7018 sem pré e pós aquecimento	60

Fig. 5.12 – Foto da macrografia da (a) amostra completa e (b) específica do cordão do EX_2A cortada do 1º cordão do experimento 2 – E7018 com pré e pós aquecimento.....	61
Fig. 5.13 – Foto da macrografia da (a) amostra completa e (b) específica do cordão do EX_2B cortada do 4º cordão do experimento 2 – E7018 com pré e pós aquecimento.....	62
Fig. 5.14 – Foto da macrografia da (a) amostra completa e (b) específica do cordão do EX_5A cortada do 6º cordão do experimento 5 – E312 sem pré e pós aquecimento.....	63
Fig. 5.15 – Foto da macrografia da (a) amostra completa e (b) específica do cordão do EX_5B cortada do 2º cordão do experimento 5 – E312 sem pré e pós aquecimento.....	64
Fig. 5.16 – Foto da macrografia da (a) amostra completa e (b) específica do cordão do EX_6A cortada do 3º cordão do experimento 6 – E312 com pré e pós aquecimento.....	65
Fig. 5.17 – Foto da macrografia da (a) amostra completa e (b) específica do cordão EX_6B cortada do 5º cordão do experimento 6 – E312 com pré e pós aquecimento.....	66
Fig. 5.18 – Foto das macrografias dos experimentos 1 e 2, soldados com E7018 (a) sem e (b) com pré e pós aquecimento.....	69
Fig. 5.19 – Foto das macrografias dos experimentos 5 e 6, soldados com E312-16 (a) sem e (b) com pré e pós aquecimento.....	69
Fig. 5.20 – Exemplo da medição da ZAC feita no EX_2A.....	70
Fig. 5.21 – Exemplo da medição de áreas para cálculo da diluição.....	71

Fig. 5.22 – Medidas de dureza dos experimentos 1 e 2, soldados com consumível E7018	74
Fig. 5.23 – Medidas de dureza dos experimentos 5 e 6, soldados com consumível E312-16	74
Fig. 5.24 – Medidas de dureza dos experimentos 1 e 5, soldados sem pré e pós aquecimento	75
Fig. 5.25 – Medidas de dureza dos experimentos 2 e 6, soldados sem pré e pós aquecimento	75

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química do aço estrutural ASTM-A36	36
Tabela 2 – Metodologia empregada pelo laboratório.....	37
Tabela 3 – Composição química requerida para o E7018 em porcentagem de peso	38
Tabela 4 – Composição química requerida para o E309-XX em porcentagem de peso	38
Tabela 5 – Composição química requerida para o E312-XX em porcentagem de peso	39
Tabela 6 – Características técnicas do equipamento de soldagem utilizado.....	41
Tabela 7 – Variáveis utilizadas em cada experimento.....	42
Tabela 8 – Composição química do metal de base da chapa de desgaste em porcentagem de peso	44
Tabela 9 – Composição química do revestimento duro da chapa de desgaste em porcentagem de peso	47
Tabela 10 – Análise da dureza da base e revestimento da chapa de desgaste	47
Tabela 11 – Trincas longitudinais identificadas durante Ensaio de Inspeção Visual	48
Tabela 12 – Trincas longitudinais identificadas durante Ensaio de Inspeção Visual	50
Tabela 13 – Resultado do Ensaio de Inspeção Visual	51
Tabela 14 – Resultado das medições da ZAC.....	71
Tabela 15 – Resultado do cálculo das diluições.....	73

Tabela 14 – Resultado teste de dureza das amostras.....	74
---	----

LISTA DE SÍMBOLOS, SIGLAS E ABREVIATURAS

ASM: American Standard for Metals

ASTM: American Society for Testing and Materials

AWS: American Welding Society

CFC: Cúbica de Face Centrada

HB: Brinell Hardness

HCO: High Carbon – High Chromium and Fe based hardfacing

HRB: Rockwell Hardness B

HRC: Rockwell Hardness C

HV: Vickers Hardness

SMAW: Shielded Metal Arc Welding

TCC: Tetragonal de Corpo Centrado

ZAC: Zona Afetada pelo Calor

SUMÁRIO

DEDICATÓRIA.....	ii
AGRADECIMENTOS	iii
CURRICULUM VITAE.....	iv
RESUMO	v
ABSTRACT	vi
LISTA DE FIGURAS.....	vii
LISTA DE TABELAS.....	xii
LISTA DE SÍMBOLOS, SIGLAS E ABREVIATURAS	xiv
SUMÁRIO.....	xv
1 INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA.....	1
2 DESGASTE REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	3
2.1 DESGASTE	3
2.1.1 IMPACTO DO DESGASTE NA INDÚSTRIA.....	3
2.1.2 ESTUDO DO DESGASTE	4
2.1.3 MECANISMOS DE DESGASTE	5
2.1.4 INFLUÊNCIA DA DUREZA E OUTRAS PROPRIEDADES NO DESGASTE	5
2.2 CHAPAS DE DESGASTE.....	7
2.2.1 REVESTIMENTO DURO	7
2.2.2 FABRICAÇÃO E PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS REVESTIMENTOS DUROS.....	8
2.2.3 REVESTIMENTO HCO	10
2.2.4 CARBONETOS COMPLEXOS.....	13
2.3 SOLDAGEM DE MANUTENÇÃO DE REVESTIMENTO DURO.....	14
2.3.1 SOLDAGEM DE MANUTENÇÃO.....	14
2.3.2 REPAROS DE MANUTENÇÃO EM REVESTIMENTO DURO	15
2.3.3 SOLDABILIDADE DO REVESTIMENTO DURO	17
2.4 TENSÕES E DISTORÇÕES NA SOLDAGEM	18
2.4.1 DISTORÇÕES NA SOLDAGEM	18
TENSÕES RESIDUAIS NA SOLDAGEM	19
2.4.2 REDUÇÃO DAS TENSÕES RESIDUAIS	23
2.5 TRINCAS NA SOLDAGEM	25
2.5.1 TRINCAS DEVIDO À MICROSEGREGAÇÃO.....	25
2.5.2 TRINCAS DEVIDO À QUEDA DE DUCTILIDADE (TQD).....	28
2.5.3 TRINCAS A FRIO INDUZIDAS PELO HIDROGÊNIO	30
2.5.4 TRINCAS DO REVESTIMENTO DURO RESISTENTE AO DESGASTE	32
3 OBJETIVOS.....	34
4 MATERIAIS E MÉTODOS.....	35
4.1 CHAPA DE DESGASTE BIMETÁLICA	35
4.1.1 MATERIAL DE BASE ASTM A-36.....	36
4.1.2 CONSUMÍVEL DO REVESTIMENTO.....	36
4.2 CONSUMÍVEIS.....	37
4.2.1 E7018.....	37
4.2.2 E309-16.....	38
4.2.3 E312-16.....	38
4.3 EXECUÇÃO DA SOLDAGEM.....	39

_ 4.3.1 EXPERIMENTOS.	39
_ 4.3.2 PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM.	40
_ 4.3.3 EQUIPAMENTO DE SOLDAGEM	41
_ 4.3.4 VARIÁVEIS DA SOLDAGEM.....	41
_ 4.4 ENSAIO VISUAL	42
_ 4.5 CORTE DAS AMOSTRAS PARA ANÁLISE NO LABORATÓRIO	43
_ 4.6 ANÁLISE METALOGRAFICA	44
_ 4.7 ENSAIOS DE DUREZA.....	45
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	47
_ 5.1 CARACTERIZAÇÃO METALURGICA DA CHAPA DE DESGASTE CASTOLIN EUTECTIC® CDP4666.	47
_ 5.1.1 ANÁLISE QUÍMICA	47
_ 5.1.2 ANÁLISE DE DUREZA E PERFIL DE MICRODUREZA.....	48
_ 5.1.3 ANÁLISE MICROGRÁFICA ÓPTICA.....	48
_ 5.2 ENSAIO VISUAL NAS JUNTAS.....	49
_ 5.2.1 IDENTIFICAÇÃO DE TRINCAS LONGITUDINAIS CONTÍNUAS	50
_ 5.2.2 IDENTIFICAÇÃO E QUANTIFICAÇÃO DAS TRINCAS TRANSVERSAIS	53
_ 5.2.3 AUMENTO E PROPAGAÇÃO DAS TRINCAS.....	55
_ 5.3 CARACTERIZAÇÃO METALOGRAFICA DAS JUNTAS	56
_ 5.3.1 AVALIAÇÃO GERAL DAS MACROGRAFIAS.....	56
_ 5.3.2 COMPARAÇÃO.....	68
_ 5.3.3 EXTENSÃO DA ZAC.....	70
_ 5.3.4 DILUIÇÃO	71
_ 5.4 RESULTADO DO TESTE DE DUREZA	72
CONCLUSÕES.....	77
<i>SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS.</i>	79
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS:	80

1 INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA.

Revestir internamente chutes de transferência de minério de ferro e outros com chapas de desgaste é uma prática comum na indústria de mineração. O desgaste acelerado provocado pela alta vazão de minério de ferro e a possibilidade e praticidade de troca do revestimento, mantendo a estrutura externa do chute, faz desta técnica a mais praticada. O Brasil é hoje o maior exportador de minério de ferro do mundo. Para esta mineração pesada, o gasto com revestimento de chutes é alto e significativo.

O desafio da manutenção com o desgaste é diário, objetivando reduzir o tempo de parada dos equipamentos e aumentar o tempo entre paradas. Para isso, ela trabalha com planejamento de troca e investimento em chapas de desgaste de diferentes tipos de revestimento que, de acordo com a aplicação e considerando o custo benefício, são aplicadas para aumentar a vida útil do revestimento. Porém, apesar do planejamento da manutenção, o tempo de desgaste do revestimento definido não é exato, o que leva algumas vezes à necessidade de paradas não programadas de manutenção para troca.

A chapa de desgaste comumente aplicada, consiste em uma chapa bimetálica com base de aço carbono ASTM-A36, parafusos de fixação soldados no lado de base da chapa e no outro revestimento de metal duro depositado por soldagem.

A rotina da manutenção programada em chutes é realizar a troca do revestimento interno do chute, substituindo as chapas. Já na manutenção não programada é uma prática de campo a soldagem de uma chapa de desgaste

nova sobre a região desgastada ou mesmo furada protegendo-a. Trata-se de uma alternativa mais rápida, não padronizada, que gera uma solução paliativa e utilizada somente a fim de reduzir o tempo de equipamento parado. Nesses casos, o processo de soldagem utilizado é o eletrodo revestido, sendo executada dentro do chute, local de alta umidade, particulado em suspensão e difícil acesso.

Devido à baixa soldabilidade do material duro do revestimento da chapa, mundialmente essa prática não é aconselhada e muito menos padronizada. Por isso, não há muito conhecimento sobre o melhor consumível e procedimento.

Esse trabalho realizará a comparação dos resultados encontrados da soldagem de uma chapa de desgaste sobre outra, fazendo a junção do aço carbono da chapa base de uma com o metal duro da outra, caracterizando e comparando ao final a sua soldabilidade. A chapa padrão utilizada possuía 20 mm de espessura, sendo 10 mm de base de aço carbono ASTM A-36 e 10 mm de revestimento duro de carboneto de cromo e níobio com dureza aproximada de 62 HRB. Esse trabalho também caracterizou o revestimento duro para melhor interpretação dos resultados.

2 DESGASTE REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.

2.1 DESGASTE

2.1.1 IMPACTO DO DESGASTE NA INDÚSTRIA

O desgaste de plantas industriais e equipamentos é inerente à maioria dos processos e representa custo bilionário de manutenção e operação. Entretanto, grande parte desse custo pode ser reduzido aplicando-se tecnologias já conhecidas [1]. Estima-se que essas perdas poderiam ser reduzidas em até 30% se fossem utilizados materiais resistentes ao desgaste já conhecidos pela engenharia [2].

Como regra geral, sabe-se que o desgaste deve ser minimizado à medida que ele reduz a desempenho do equipamento ou planta industrial como um todo, aumentando os custos [2]. Justifica-se então o estudo e desenvolvimento de técnicas tanto de revestimento duro quanto de para reparos desses revestimentos.

A ciência do desgaste, conhecida como tribologia, é nova e complexa. Com seu avanço e disseminação tem conseguido aos poucos mudar a cultura de troca do equipamento para a de aplicação corretas de tecnologias, aumentando a vida útil e simplificando a rotina da manutenção [1]. Além de aplicação de materiais específicos, o desgaste pode ser reduzido através do controle das condições de trabalho e vibração, limpeza do ambiente, manutenção e reparos [3].

Apesar de quase todos os componentes em algum momento sofrerem com a perda de massa, de longe o maior problema de desgaste está na

indústria de mineração. Plantas de beneficiamento e movimentação de minério de ferro movimentam milhões de toneladas e convivem com problemas de todas as formas de desgaste que representam em média 20 % do custo anual de manutenção [1,4].

2.1.2 ESTUDO DO DESGASTE

Segundo GAHR, o desgaste é definido como "a perda progressiva de substância de uma superfície de um corpo em decorrência do movimento relativo da superfície com um sólido, líquido ou gás" [3]. Pode também ser gerado pela ação mecânica do contato [5].

O atrito e o desgaste não estão relacionados apenas aos materiais, mas sim a todo o sistema, chamado de tribosistema, sendo influenciado por variáveis como temperatura, umidade, pressão, vibração, velocidade das partículas, etc. Conforme mostrado na Figura 2.1. Ou seja, o atrito e o desgaste são sistêmicos e por isso seu estudo torna-se complicado e oneroso [6].

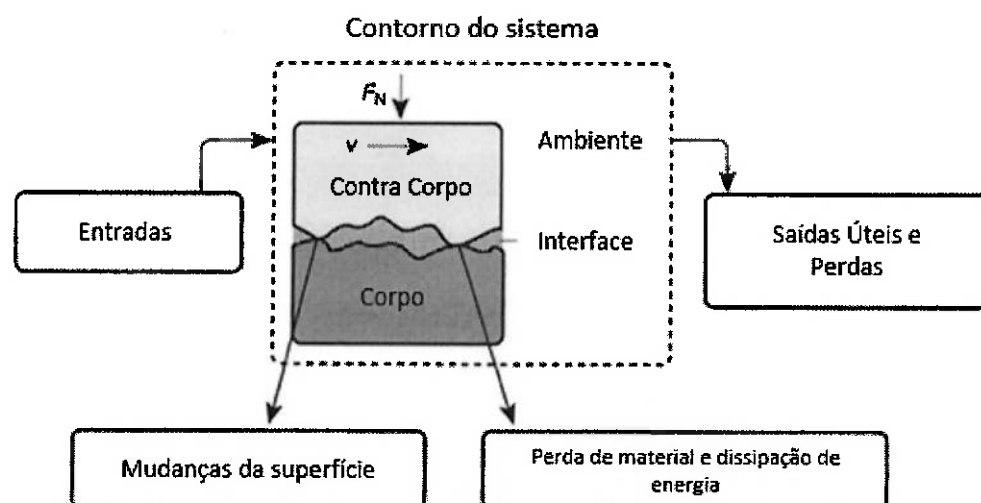


Figura 2.1 – Representação do tribosistema [7].

2.1.3 MECANISMOS DE DESGASTE

Os modos de desgaste podem ser classificados como desgaste por escorregamento, rolamento, oscilação, impacto e erosão, dependendo da cinemática do sistema [3].

Há vários mecanismos propostos para o desgaste severo dos metais e quase todos eles envolvem a deformação plástica sendo diferenciados pela forma de remoção do material, chamado de debris [8]. Os mecanismos mais conhecidos são: abrasivo, adesivo ou deslizamento, erosivo, oxidativo e a fadiga por contato. Na prática eles coexistem nos sistemas de desgaste e deve-se considerar o mecanismo mais preponderante para o estudo [9]. Os dois primeiros, abrasivo e adesivo, são os mais comuns e são responsáveis por 70% do desgaste dos metais [3].

2.1.4 INFLUÊNCIA DA DUREZA E OUTRAS PROPRIEDADES NO DESGASTE

A taxa de desgaste é influenciada diretamente pela dureza e geometria das partículas de abrasivas e também pela dureza e microestrutura do material do corpo contra o qual as partículas são esfregadas. O desgaste de partículas angulares é muito mais severo do que partículas arredondadas. Testes comprovaram também que em muitos tribosistemas, o desgaste é reduzido com a redução do tamanho das partículas [3, 10].

A influência da dureza das partículas é grande e direta na taxa de desgaste, conforme mostrado na Figura 2.2 Partículas com dureza próxima à da

superfície que está sendo deslizada provoca menos desgaste. Entretanto, se a dureza é muito maior, o que acontece na maioria dos casos, a taxa de desgaste é muito maior [8].

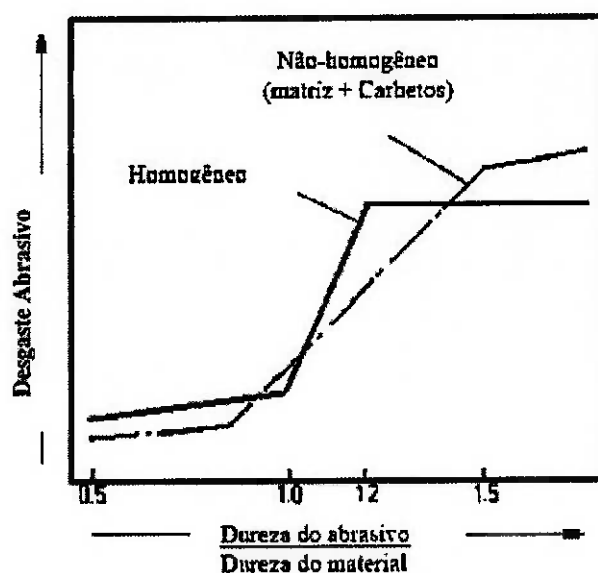


Figura 2.2 – Desgaste abrasivo como função da razão de dureza de partículas abrasivas pela dureza do material desgastado [3].

A razão deste comportamento está na mecânica do contato entre a partícula e a superfície do corpo. Considerando que a região superficial do corpo se deforma plasticamente, então o limite de escoamento do material deve ser excedido [8].

Assim, estando o desgaste ligado com a dureza superficial, a utilização de revestimento duro nos metais tem resultado muito positivo no aumento da vida útil dos componentes industriais e até mesmo itens destinados somente a resistir ao desgaste [9].

2.2 CHAPAS DE DESGASTE

2.2.1 REVESTIMENTO DURO

Por definição o revestimento duro é uma liga homogeneamente depositada por soldagem na superfície de um material de menor dureza, com o objetivo de criar uma camada de alta dureza e resistência ao desgaste, sem provocar perda significativa de ductilidade e tenacidade do substrato [8]. Pode-se também ser aplicado para proteção contra corrosão [10].

No processo de fabricação, a liga resistente ao desgaste é aplicada sobre o metal base por soldagem no estado sólido ou, mais comumente, por fusão [11].

A escolha do metal de adição que será utilizado depende da composição química associada à microestrutura do resultado, conferindo as propriedades mecânicas desejadas para resistência ao desgaste que será exposto [9].

Já o processo de soldagem mais adequado depende de vários fatores como, por exemplo, a dureza do material a ser depositado, a geometria da peça a ser revestida e a porcentagem de diluição desejada, que pode afetar na composição química do revestimento [9].

Dentro do universo de materiais resistentes ao desgaste, as chapas de desgaste são estruturas menores que podem ser fixadas por soldagem ou aparafusadas na parede das estruturas que serão expostas ao desgaste. Por ter menor geometria e massa, permite manuseio, facilita manutenção, elimina a necessidade de trocar toda a estrutura, além de permitir trocas em periodicidades diferentes lugares que possuem taxas de desgaste diferentes [12].

2.2.2 FABRICAÇÃO E PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS REVESTIMENTOS DUROS

Basicamente, todos os processos de soldagem podem ser utilizados para a deposição de revestimento duro, porém, o mais comum quando se objetiva uma camada de revestimento mais densa é o a arco elétrico. Com ele, as taxas de deposição são mais elevadas, mas exige que o material de base seja condutor e tenha resistência à alta temperatura. [10].

As características finais do revestimento são resultados do tipo de processo utilizado, dos parâmetros, do material de base, do material do revestimento e dos tratamentos térmicos anteriores e posteriores ao processo de revestimento [10].

O tipo de processo e os parâmetros garantem a taxa de deposição e diluição, que são variáveis importantes, pois além de inferirem nas características mecânicas e metalúrgicas finais do revestimento, para alta produtividade, é importante que se tenha uma alta taxa de depósito com diluição baixa e uniforme [13].

O material de base influencia principalmente na resistência mecânica e ductilidade da estrutura revestida como um todo, dando ou não um pouco de resistência ao impacto [13].

Variável mais importante e que caracteriza o revestimento duro, o material do revestimento é classificado pela variação da composição química e a microestrutura dos carbonetos e nitretos, principais composições utilizadas [10].

A presença de carbonetos ou nitretos aumenta significativamente a resistência ao desgaste e por isso o revestimento duro possui altos teores de ligas. A influência deles no desgaste depende basicamente do tamanho, forma, distribuição no espaço, porcentagem do volume ocupado e a dureza [14,15].

A análise laboratorial do revestimento duro de carboneto de cromo mostrado na Figura 2.3 mostra que a concentração varia de acordo com a quantidade de camadas soldadas do revestimento. Na amostra de uma camada, Figura 2.3 (a), a fração volumétrica de carbonetos é menor, isso devido ao fato da maior diluição do revestimento depositado com o metal base. A segunda amostra, Figura 2.3 (b) de duas camadas, verificamos uma concentração maior de carbonetos, devido à redução da influência do metal base, e uma fração volumétrica bem alta de carbonetos nas amostras de três camadas, Figura 2.3 (c) devido a uma diluição ainda menor das últimas camadas com o metal base [16].

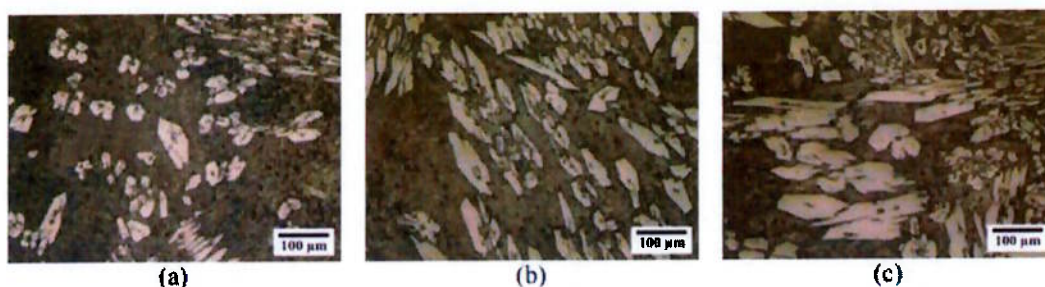


Figura 2.3 – Análise microestrutural de chapas ASTM A-36 revestidas com eletrodo de carboneto de cromo para resistência ao desgaste. (a) Amostra com uma camada. (b) Amostra com duas camadas. (c) Amostra com três camadas [16].

A forma dos carbonetos e nitretos, esferoidizada ou prismática, influencia na forma de desgaste. Testes indicam que em forma de esfera há maior resistência ao arrancamento e conseqüentemente maior resistência ao desgaste

[10,11]. Já a distância entre os carbonetos é preferível que seja menor, pois assim dificulta a penetração das partículas abrasivas, aumentando a resistência ao desgaste [3,10].

Apesar de não ser única, devido à facilidade de verificação e por sofrer menos influência de variáveis externas ao material, a dureza muitas vezes é utilizada como fator determinante da resistência ao desgaste dos elementos de liga, juntamente com a microestrutura formada [14].

A forma teórica correta para definição da resistência ao desgaste é através de ensaios laboratoriais de desgaste, porém, eles podem apresentar resultados diferentes da aplicação de campo final, devido à característica sistêmica determinada pela tribologia [14].

2.2.3 REVESTIMENTO HCO

As ligas a base de ferro, alto carbono e alto cromo ou HCO (em inglês, High carbon- high chromium and Fe based hardfacing) conhecidas também como ligas de carboneto de cromo, são as mais utilizadas para resistência ao desgaste abrasivo severo e também à corrosão devido ao baixo custo relativo e alta resistência gerada pela grande fração volumétrica de carbonetos precipitados e distribuídos na matriz formada [17].

Esse tipo de revestimento são ligas que pertencem ao sistema Fe-Cr-C, destacando-se em particular os aços de baixa liga, aços de alto cromo austeníticos e ferros fundidos de alto cromo [18].

Dependendo da composição, as ligas ternárias Fe-Cr-C podem ser classificadas como hipoeutética ou hipereutética. A liga hipoeutética é composta

de uma fase descontínua de austenita primária, circundada de uma fase contínua formada de eutético de austenita e carbonetos. Enquanto a liga hipereutética é composta de carbonetos primários do tipo M_7C_3 e de uma fase eutética contínua formada de austenita e carbonetos. Ligas hipereutéticas aplicadas por soldagem, em função da diluição no metal de base, podem gerar ligas hipoeutéticas, como por exemplo, em um primeiro passe com eletrodo revestido. A Figura 2.4 apresenta um diagrama estrutural da transição entre os dois em função dos elementos cromo e carbono, onde a linha A-B representa a linha eutética [19,20].

Dependendo da composição química da liga e do tratamento térmico ao qual foi submetido, poderá ocorrer a formação de distintos tipos de carbonetos tais como MC, M_7C_3 , $M_{23}C_7$, entre outros. A influência deles na resistência ao desgaste depende de vários fatores tais como, dureza da partícula abrasiva, dureza das fases presentes, distribuição do precipitado na matriz, fração volumétrica das fases, tipo de matriz, morfologia e estabilidade [18,20].

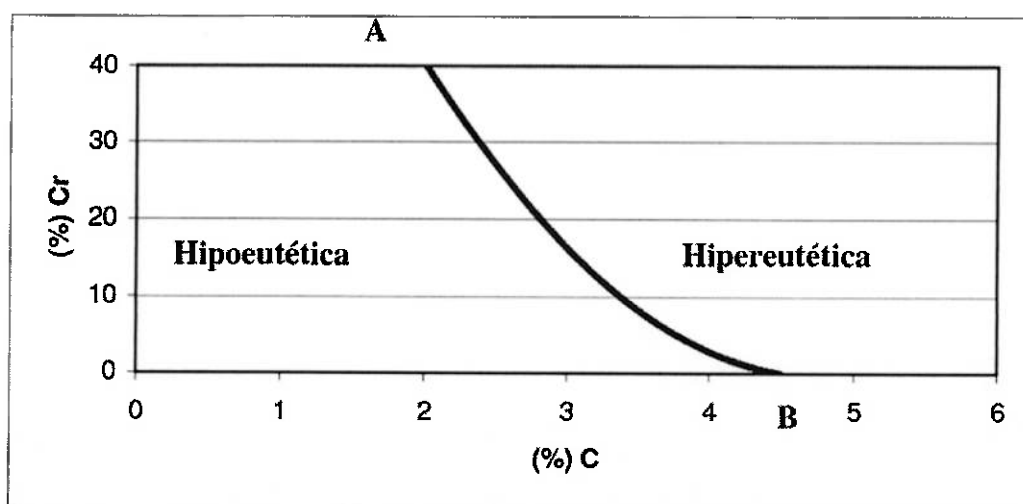


Figura 2.4 – Diagrama estrutural de ligas de cromo-carbono [19].

Dentre os fatores mencionados, a fração volumétrica é uma das variáveis mais usadas para justificar o desempenho da liga Fe-Cr-C ao desgaste por abrasão. Por exemplo, para uma liga de ferro fundido de alto cromo com percentuais variando de 10% a 40% de fração volumétrica de carbonetos do tipo M_7C_3 , a resistência ao desgaste aumenta com a fração volumétrica de carbonetos nas ligas hipoeutéticas. Porém, no teste realizado com areia como partícula abrasiva, a resistência ao desgaste diminui com o aumento da fração volumétrica de carbonetos no intervalo da composição hipereutética, conforme apresentado na Figura 2.5 [21,22].

Isso é justificado porque, apesar dos carbonetos protegerem a matriz em todos os casos, nas ligas hipereutéticas muitos dos carbonetos primários trincaram e grande parte deles é arrancada, deixando a matriz mais exposta e proporcionando aumento na taxa de desgaste devido ao seu tamanho [20,23].

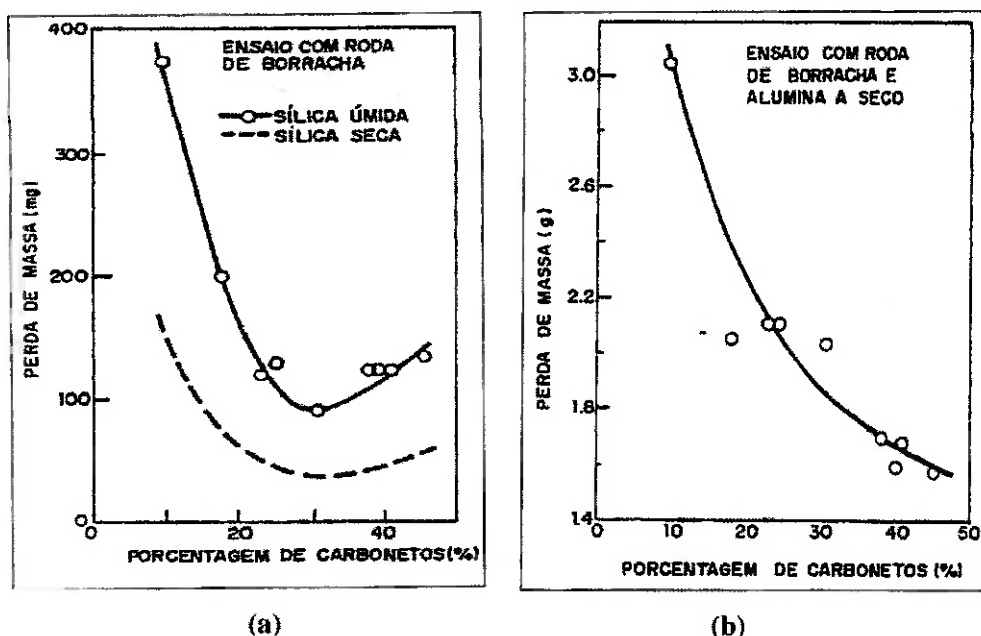


Figura 2.5 – Perda de massa das ligas de ferro fundido de alto cromo em função da fração volumétrica de carbonetos em testes de abrasão com (a) sílica seca e úmida e (b) alumina a seco [21].

Portanto, carboneto muito grande, quando comparado com menores de mesma composição, não proporciona aumento da resistência ao desgaste das ligas devido à sua fragilidade, embora resistam mais à abrasão que a matriz, o modo pelo qual estão fixados na matriz pode desempenhar um importante papel na ocorrência ou não de trincas durante a abrasão [20,23].

2.2.4 CARBONETOS COMPLEXOS

É comum entre os fabricantes de revestimento duro para aumentar a resistência ao desgaste das ligas do sistema Fe-Cr-C, a modificação pela adição de elementos de ligas formadores de carbonetos complexos, como o molibdênio, tungstênio, vanádio, nióbio e titânio. Esses elementos formam carbonetos menores e com dureza maior, quando comparados ao carboneto de cromo, o que dificulta o arrancamento de material e consequentemente aumenta a resistência ao desgaste. Além disso, alguns desses carbonetos menores, como o caso do carboneto de nióbio, atuam como barreira no crescimento de grão do carboneto de cromo (M_7C_3), deixando a microestrutura mais refinada e podendo apresentar melhor resistência ao desgaste em alguns casos, mesmo com a perda da dureza [24,25].

As morfologias desses carbonetos são diferentes do carboneto de cromo e podem influir decisivamente na dificuldade de arrancamento pelo desgaste e consequentemente no aumento da resistência ao desgaste abrasivo [24,25].

2.3 SOLDAGEM DE MANUTENÇÃO DE REVESTIMENTO DURO

2.3.1 SOLDAGEM DE MANUTENÇÃO

Grande parte das indústrias possui equipes de manutenção responsáveis por manter operando os equipamentos e sistemas. Os problemas são diversos e a rotina da equipe variada, seja ela preventiva ou corretiva. Consequentemente, a manutenção exige soluções simples, rápidas e de baixo custo.

Por esses motivos, o processo de soldagem mais utilizado na manutenção é o eletrodo revestido. Sua versatilidade, custo, facilidade de transporte e principalmente domínio por parte dos soldadores, o fazem sobrepor outros processos mais eficientes [9].

Sua aplicação no dia a dia é tanto em reparos emergências até recuperação planejada de partes desgastadas. Porém, a cultura e falta de conhecimento fazem com que a soldagem seja considerada na maioria das manutenções um paliativo até a troca do componente ou equipamento [1].

Justifica-se o medo de falha de peças recuperadas por soldagem, pois quando um desses reparos falha chama mais atenção do que centenas de boas soldagens que excederam a expectativa de vida [1].

Por conta da variedade de aplicação numa mesma instalação industrial, a maioria da soldagem de manutenção não possui procedimento. As decisões são tomadas em campo pelo supervisor ou mesmo soldador experiente. Entretanto, há soldagens críticas, de alta resistência desejada ou de materiais de baixa soldabilidade que exigem avaliação mais detalhadas e até procedimentos [1].

Conforme a tecnologia da soldagem cresce, permite aplicações em condições adversas mantendo a qualidade final e por consequência, aumenta seu campo de aplicação na manutenção [26].

Há hoje tecnologia para soldagem e recuperação de manutenção de aços comuns e até de aços de baixa soldabilidade. A recuperação por soldagem de itens de ferro fundido por exemplo, por exemplo, já é uma realidade. Carcaças de componentes como redutores e mancais são recuperadas internamente em algumas indústrias e apresentam redução de custo e tempo consideráveis. Essa foi uma mudança de cultura comparando com 40 anos atrás quando não se considerava esse tipo de soldagem devido à baixa soldabilidade do material [26].

2.3.2 REPAROS DE MANUTENÇÃO EM REVESTIMENTO DURO

Grande parte dos itens que são descartados por desgaste poderia ser recuperada com qualidade igual ou até mesmo superior, restando apenas para decisão, uma avaliação de custo e viabilidade técnica para execução [1].

Porém, a recuperação de revestimento duro ainda é um paradigma a ser quebrado. Devido a sua baixa soldabilidade, engenheiros e soldadores não tem confiança em procedimentos de recuperação ou união dessas peças [1]. Apesar disso, sabe-se que a recuperação ou mesmo a possibilidade de soldagem sobre uma superfície com revestimento duro é uma alternativa interessante quando se tem dificuldade de acesso para troca do item ou pouco tempo de manutenção.

A fim de evitar problemas na soldagem de metais de alta dureza é desejável, assim como na soldagem em geral, que se conheça a composição dele, particularmente a quantidade de carbono equivalente antes de realizar uma soldagem [1].

Existem hoje consumíveis especiais para esses materiais, além de alternativas como a utilização de camada intermediária, usualmente inox austenítica, antes do depósito das últimas camadas conforme Figura 2.6. Chamada de amanteigamento, essa técnica realiza a união dos materiais reduzindo as trincas no metal de base além de evitar que as trincas formadas no metal duro do revestimento propaguem para o metal de base [26].

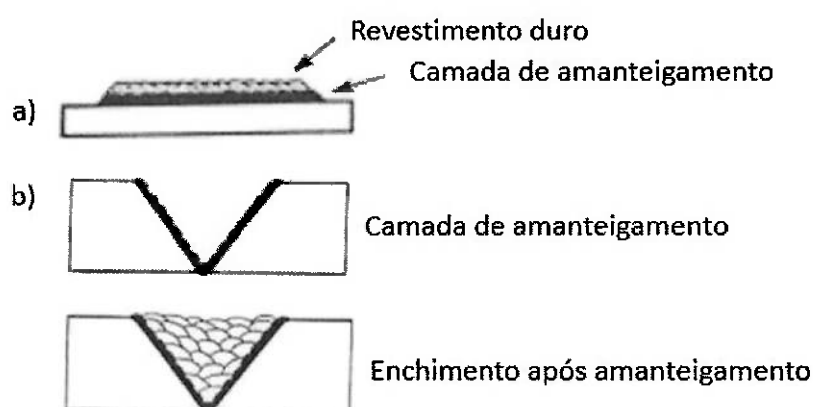


Figura 2.6 – Exemplos de aplicação da técnica de amanteigamento (a) para revestimento duro e (b) para recuperação de materiais de baixa soldabilidade [26].

Já para reparos de manutenção como a soldagem de uma chapa de desgaste sobre a outra, conforme Figura 2.7, não há processos normatizados e por isso não é conhecido nenhuma configuração de consumível e parâmetros de soldagem adequada.

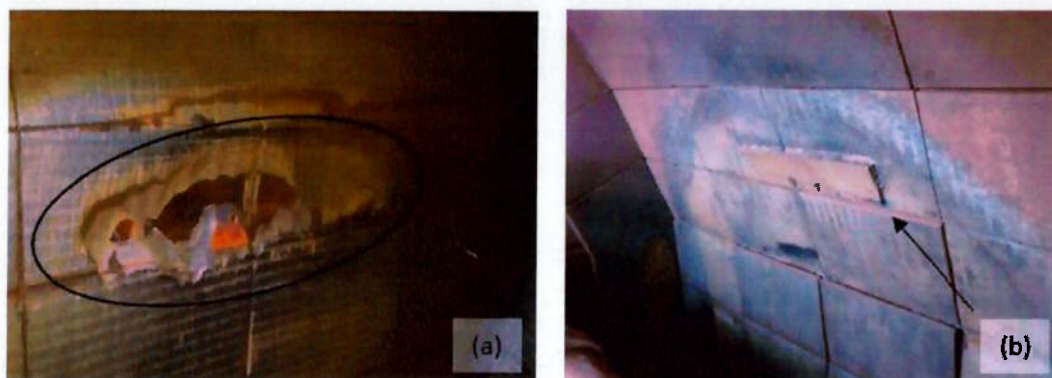


Figura 2.7 – (a) Região revestida com chapas de revestimento duro apresentando desgaste e (b) reparo por soldagem de chapa de revestimento nova sobrepondo região desgastada de outra estrutura [27].

2.3.3 SOLDABILIDADE DO REVESTIMENTO DURO

Define-se como soldabilidade “a capacidade de um material ser soldado nas condições de fabricação impostas por uma estrutura específica projetada de forma adequada e de se comportar adequadamente em serviço” [28]. Assim, para determinar a soldabilidade de uma junta, além das características dos metais de base e do consumível, é importante considerar as variáveis do processo utilizado e aplicação, para saber o desempenho esperado [29].

A baixa soldabilidade do revestimento duro e sua dificuldade de caracterização devida a diferentes composições criadas transformam o reparo e união desse material um desafio para engenharia [1].

A dificuldade de soldar é resultado de problemas que podem ocorrer na zona fundida ou na zona afetada pelo calor, durante ou após as etapas do processo de soldagem. A maioria dos problemas estão inter-relacionados, como por exemplo: poros, trincas de solidificação, trincas induzidas pelo hidrogênio, fragilização, perda de resistência mecânica, problemas de corrosão, fluência, etc. [28,29].

A soldabilidade dos materiais resistente ao desgaste é tipicamente baixa, pois para se alcançar desempenho esperado são utilizados metais de alta dureza, com alto teor de Carbono e outros elementos de liga formadores carbonetos duros, todos eles desafios para soldagem. Por isso, a soldagem de qualquer outro material com o revestimento duro está sujeita à dificuldade de penetração, falta de fusão e principalmente surgimento de trincas [1].

2.4 TENSÕES E DISTORÇÕES NA SOLDAGEM

2.4.1 DISTORÇÕES NA SOLDAGEM

A distorção é uma alteração de forma e dimensão em componentes soldados provocada pelas tensões geradas com calor do processo [30].

Durante o aquecimento e resfriamento do processo de soldagem, deformações térmicas ocorrem no metal de solda e no metal de base em regiões próximas à solda. Podem ser classificados como sendo de origem térmica e de natureza plástica. Essas deformações produzidas são acompanhadas por expansões e compressões do material. O resultado é a geração de tensões residuais [31,32].

As tensões residuais dessas deformações combinam e reagem para a produção de forças internas que causam flexão, flambagem e rotação. Estes deslocamentos são chamados de distorções, exemplificado na Figura 2.8 [28,32].

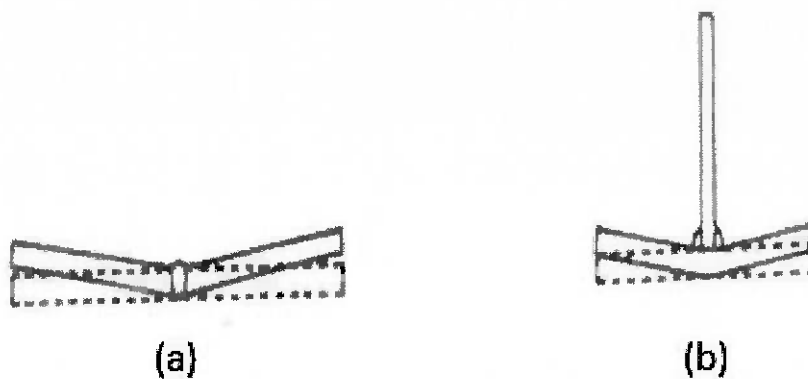


Figura 2.8 – Distorção angular (a) em uma junta de topo e (b) em uma solda de filete [28].

Porém, quando a estrutura não consegue distorcer aliviando as tensões ou o material não consegue acomodá-las, seja devido aos altos valores ou mesmo uma fragilização pontual, surgem trincas na junta soldada [33].

TENSÕES RESIDUAIS NA SOLDAGEM

As tensões residuais em soldagem são aquelas que permanecem em um componente soldado após o resfriamento e retirada de todos os carregamentos externos [29].

São causadas pelo calor aplicado pela soldagem, que produz complexos ciclos térmicos como apresentado na Figura 2.9 e estes provocam mudanças nas microestruturas da zona afetada pelo calor, gerando tensões e movimento de metais [9].

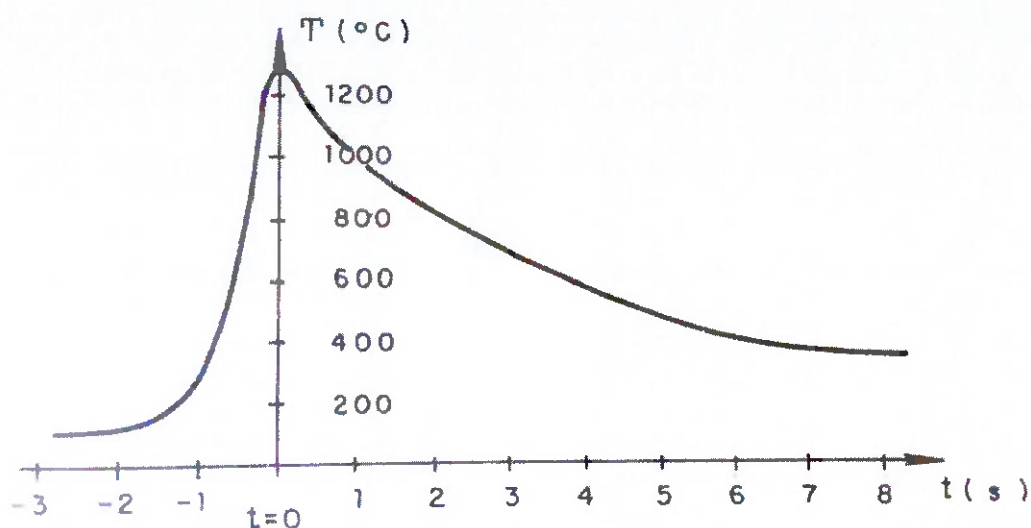


Figura 2.9 – Ciclo térmico durante a soldagem [9].

Essas tensões, que ocorrem quando a estrutura está sujeita a mudanças de temperaturas não uniformes – Figura 2.10, usualmente chamadas de tensões térmicas, são diretamente proporcionais ao coeficiente de expansão térmica do material, à tensão de escoamento e inversamente à condutividade térmica. Quanto maior for o aporte térmico maior será a tensão residual gerada e maior será a largura do cordão de solda [9,29].

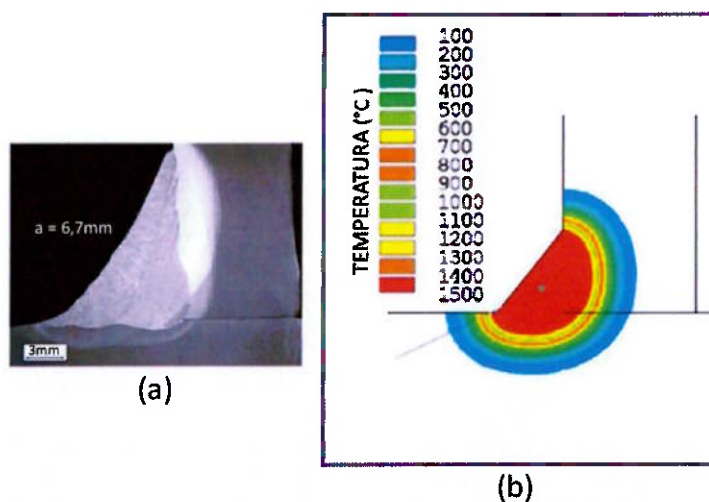


Figura 2.10 – Perfil do cordão de uma junta em ângulo de uma soldagem multipasse (a) analisado no microscópio e (b) simulação dos campos de temperatura assumindo distribuição constante e uniforme [34].

Durante a fusão e o início da solidificação da solda as tensões térmicas são criadas nas regiões vizinhas ao cordão de solda, devido aos grandes gradientes de temperatura que variam com a posição e o tempo, conforme representado na Figura 2.11. Com a continuidade do resfriamento, essas tensões continuam variando com a posição e o tempo e tendem a aumentar, mas sempre limitadas pela tensão de escoamento a quente do material na temperatura local a cada instante. Durante o resfriamento até a temperatura ambiente ocorrem também fenômenos metalúrgicos e mecânicos tais como: deformação plástica e transformação de fase. Todos estes efeitos podem gerar tensões residuais na junta soldada [9,35].

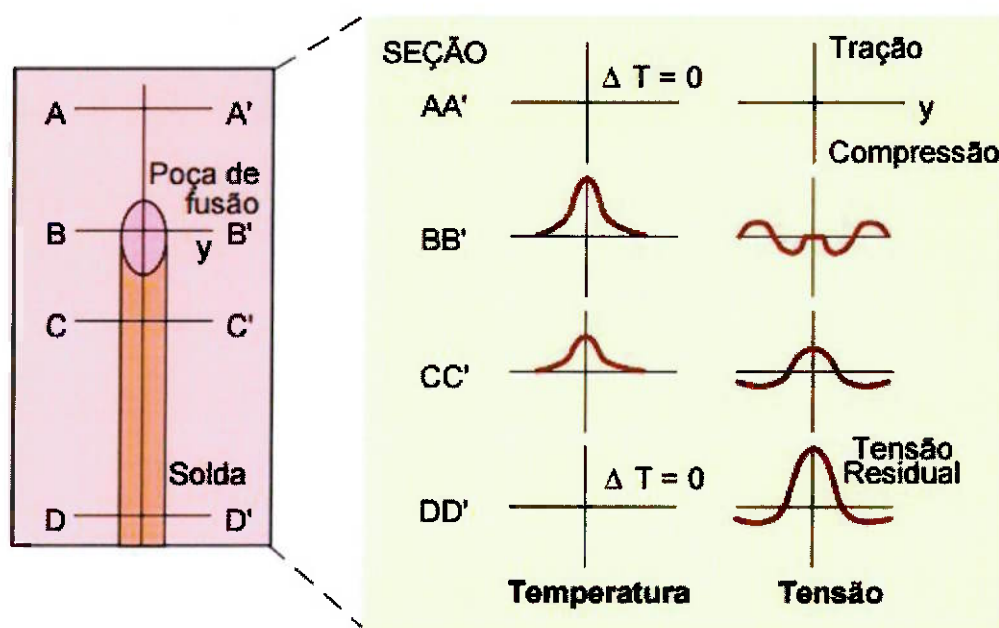


Figura 2.11 – Desenvolvimento de tensões residuais longitudinais durante a soldagem [28,35].

Logo após a solidificação, conforme mostrado na seção C-C da Figura 2.11, tem-se uma distribuição de temperatura mais branda, a tensão de escoamento aumenta e a resistência à contração dessa região em relação ao

metal de base também. Assim, as tensões térmicas originadas podem levar o material a deformar-se plasticamente [35,36].

No fim do resfriamento, conforme mostrado na seção D-D, a junta chega à temperatura ambiente com altas tensões de tração na solda e na ZAC, promovendo o surgimento de tensões de compressão no metal de base [35,36].

O nível de tensões depende diretamente do grau de restrição da estrutura, na direção considerada, isto é, a resistência para deformar ou distorcer. A restrição cresce com o aumento da espessura da chapa e com o tipo de junta, por exemplo: junta topo a topo é menos restrita que junta em ângulo [9]. Como exemplo, a Figura 2.12 apresenta a simulação da tensão residual no eixo axial de uma junta de tubo com chapa.

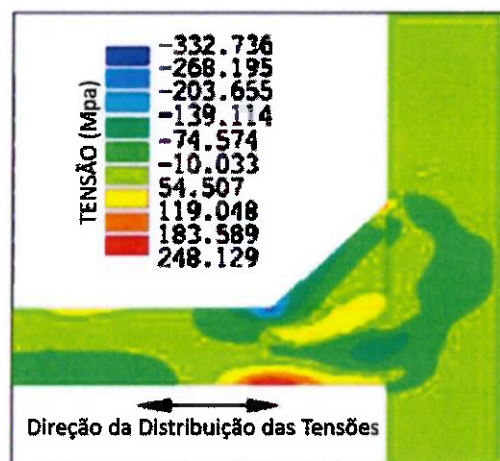


Figura 2.12 – Simulação por elementos finitos da distribuição de tensões residuais de uma soldagem de filete em uma junta em ângulo [34].

Outro fator que influencia nas tensões residuais da soldagem são os pontos de concentração de tensão. Falta de fusão, falta de penetração e erro na montagem da junta em ângulo, deixando uma abertura de raiz, são exemplos de desvios que provocam concentração de tensão [9].

A transformação martensítica também gera tensões durante o resfriamento da soldagem de materiais de alta temperabilidade. Ela envolve um rearranjo controlado e limitado de átomos no espaço e implica numa variação de volume, associada à mudança da estrutura CFC da austenita para a estrutura TCC da martensita que provoca tensões no material [29,33].

Uma vez que as tensões residuais existem na ausência de solicitação externa, pode-se afirmar que o sistema é auto equilibrado e a força e o momento resultante destas tensões, em uma dada seção da peça, devem ser nulos, portanto, as tensões residuais compressivas e trativas são equilibradas [32,37].

Além da soldagem, as essas tensões se originam de diferentes processamentos térmicos e mecânicos que as peças podem sofrer durante a fabricação como fundição, soldagem, laminação forjamento, dobramento, têmpera e etc [32].

Enfim, na soldagem as tensões residuais são indesejáveis devido às distorções que provocam, às trincas e à possibilidade de fatura frágil, quando essas tensões são elevadas [9,32].

2.4.2 REDUÇÃO DAS TENSÕES RESIDUAIS

Há vários meios para se reduzir as tensões residuais e as consequentes trincas e distorções. Pode-se trabalhar desde o projeto do equipamento ou estrutura utilizando materiais de boa soldabilidade, reduzindo a quantidade de juntas soldadas, reduzindo chanfros e facilitando acesso de soldadores, ou pode-se trabalhar na execução, utilizando dispositivos de fixação,

desenvolvendo sequencias que diminuam a energia de soldagem ou utilizando procedimento de tratamento térmico [38].

Considerando somente as alternativas durante a execução, o tratamento térmico de pré e pós-aquecimento é o mais utilizado. Consiste no aquecimento uniforme e controlado da junta a ser soldada a uma temperatura adequada (inferior à temperatura crítica) por um tempo suficiente, seguido por resfriamento, também uniforme e controlado ou não, de modo a aliviar as tensões sem introduzir alterações microestruturais. A temperatura e tempo de aquecimento dependem de fatores como a composição química do aço, sua microestrutura inicial, o tamanho e a geometria da peça que está sendo trabalhada. As tensões residuais resultantes da soldagem são reduzidas a um nível pouco inferior ao limite de escoamento e dependem da taxa de resfriamento [37,39].

Na soldagem multipasses os ciclos térmicos dos passes subsequentes alteram a microestrutura dos anteriores e podem resultar em alívio de tensão ou, se mal controlada a temperatura interpasse, regiões de fragilização [39,40].

Já a sequência de soldagem atua como um fator de distribuição de calor e por isso, se bem escolhida, pode reduzir as tensões finais da junta. A distribuição planejada do metal de solda em diferentes pontos da peça a ser soldada promove equilíbrio entre as tensões geradas. Um exemplo prático e conhecido é soldar alternadamente os dois lados de um chanfro em "X" [28,38].

2.5 TRINCAS NA SOLDAGEM

As trincas são descontinuidades da soldagem que podem existir na zona fundida, na região afetada pelo calor e também no metal de base. São formadas quando há tensões mecânicas de tração transientes, residuais ou externas em um material incapaz de absorvê-las se deformando plasticamente [9,33].

A classificação e as terminologias utilizadas para as trincas de soldagem são diferentes em algumas literaturas [9]. Mas de uma forma geral, a classificação divide-se em trincas em temperaturas elevadas (metade do ponto de fusão ou da temperatura solidus) e trincas a frio [9,41,42].

Conforme classificado pelo Hemsworth e colaboradores [41], as trincas que ocorrem em elevadas temperaturas são geralmente intergranulares e ocorrem devido à:

- microsegregação, provocada por um filme líquido de baixo ponto de fusão ou;
- à queda de ductilidade, ocorrida já no estado sólido, próximo à temperatura de recristalização [9,41].

Já as trincas a frio ocorrem após a solidificação e na maioria dos aços de alta resistência são trincas induzidas pelo hidrogênio [42].

2.5.1 TRINCAS DEVIDO À MICROSEGREGAÇÃO

2.5.1.1 TRINCAS DE SOLIDIFICAÇÃO

São trincas provocadas entre outros fatores pela presença de fases de baixo ponto de fusão que altera o intervalo de solidificação da liga e também às

tensões internas, ou seja, são consequência da microestrutura suscetível à trinca e das tensões térmicas e mecânicas aplicadas no material. [9,29]. São comuns em aços inoxidáveis, nas ligas de alumínio e em outros metais não ferrosos [9].

A microestrutura suscetível resulta da persistência de um filme líquido ao longo na região de solidificação da solda que gera a trinca. A presença de impurezas que produzem fases de baixo ponto de fusão aumenta o tempo da fase líquida e favorece essa condição [9]. A característica física de resfriamento da junta faz com que essas trincas aconteçam na maioria dos casos no centro do passe [29,33].

Nos aços inoxidáveis, devido à maior solubilidade do enxofre e fósforo na ferrita, a solidificação primária ferrítica diminui a concentração deles no líquido, diminuindo o tempo à suscetibilidade à trinca de solidificação. O oposto ocorre com austenita. As ligas que apresentam maior intervalo de solidificação estão mais suscetíveis enquanto nas ligas eutéticas são praticamente nulas [9].

Dentre as teorias que explicam a trinca de solidificação, o pesquisador russo Prokhorov propõe que os materiais apresentam um intervalo de fragilização entre temperaturas durante a solidificação. Durante esse intervalo, caso as tensões internas atinjam o nível crítico, ocorre a trinca. Fora desse intervalo a ductilidade do material é assumida como suficiente para absorver as tensões térmicas e mecânicas impostas, conforme apresenta a Figura 2.13 em que as linhas A-B representam as tensões baixas e A-C tensões alcançando nível crítico [29,43]

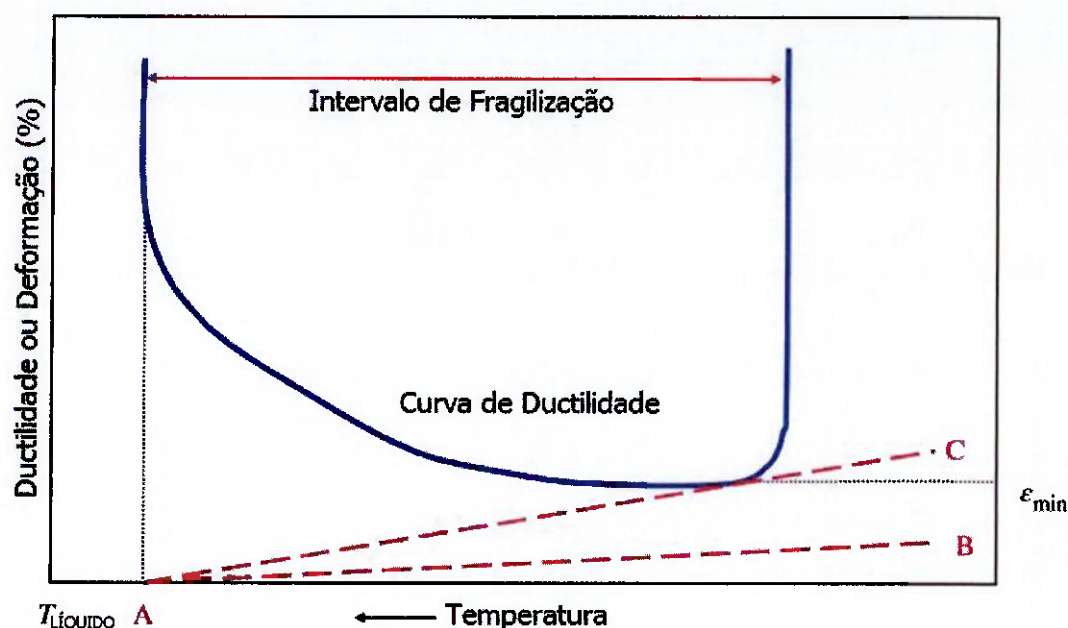


Figura 2.13 – Representação do intervalo de fragilização do material e a condição de tensão crítica que gera trinca [29].

As tensões internas impostas no material que favorecem as trincas são provocadas por processos intrínsecos como redução durante a solidificação, propriedades do material, tamanho e espessura da peça, tipo de junta e tamanho e tipo de cordão de solda. Os fatores externos são as restrições mecânicas à junta e o calor imposto pela soldagem [29,43].

Dentre as ações práticas da soldagem para evitar esse tipo de trinca, estão redução das impurezas através de limpeza da junta e mesmo alteração do material, quando possível, o controle de energia da soldagem, através da execução de cordões menores e controle da geometria do cordão, deixando-os com pouca profundidade comparando com a largura e com acabamento convexo [29,33].

2.5.1.2 TRINCAS DE LIQUAÇÃO

São trincas intergranulares, tipicamente pequenas e que iniciam na ZAC em direção à região fundida. São comuns nas zonas afetadas pelo calor, tanto do metal de base como nos passes da soldagem multipasses [9].

São acompanhadas geralmente por uma redistribuição de fases de baixo ponto de fusão que podem ser inclusões de carbonetos (NbC , M_6C , TiC , M_{23}C_6), boro carbonetos, boretos entre outras ligas [9,44,45]

Em geral, quanto maior o tamanho dos grãos, maior é suscetibilidade a trinca de liquação na zona afetada pelo calor. Conforme mostrado na Figura 2.14, a quantidade de impureza também aumenta a tendência à trinca [29].

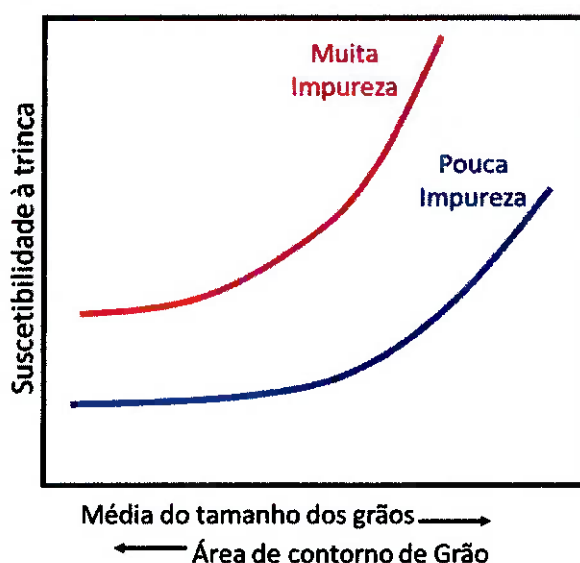


Figura 2.14 – Representação esquemática do efeito do tamanho do grão e presença de impureza na suscetibilidade a trinca de liquação na ZAC [29].

2.5.2 TRINCAS DEVIDO À QUEDA DE DUCTILIDADE (TQD)

Difere da trinca de liquação por não apresentar a formação de filmes nos contornos de grão [9].

O fenômeno da queda de ductilidade pode ser observado pela redução da área em função da temperatura, representado na Figura 2.15 [9,29]. A variação na energia interfacial pode ser devida à precipitação de carbonetos $M_{23}C_6$ ou da fase sigma na interface ferrita/austenita que levam ao aumento do escorregamento dos grãos aumentando o risco de trincas [9,46]. Em materiais suscetíveis a esse tipo de trinca, o range de temperatura comparado com a Temperatura de Solidificação (T_s) ocorre entre $0,9T_s$ e $0,6T_s$ [29].

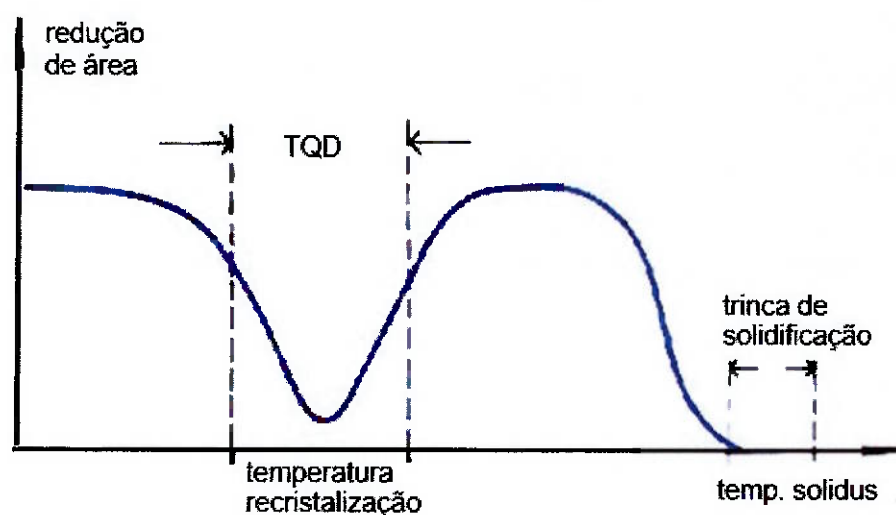


Figura 2.15 – Esquema do efeito da temperatura na redução de área de um aço inoxidável austenítico [9].

Outro fator é o tamanho dos grãos. Quanto maior for o tamanho, mais fácil torna-se o escorregamento dos contornos, facilitando a formação de trincas [47,48].

2.5.3 TRINCAS A FRIO INDUZIDAS PELO HIDROGÊNIO

A trinca induzida pelo hidrogênio é a mais perigosa, pois ao contrário da trinca de solidificação, ela é retardada e pode ocorrer até 48h após a soldagem [9,31]. Para sua ocorrência é necessária a combinação de quatro condições: presença de hidrogênio; microestrutura suscetível; tensões residuais de tração e temperatura baixa [9].

O hidrogênio se dilui facilmente na poça de fusão devido à sua alta solubilidade no aço em estado líquido. Ele tem origem na umidade dos fluxos e revestimentos dos eletrodos, umidade existente na peça ou no ar, graxas, óleos, compostos orgânicos e ferrugem. Em função dessas diversas fontes, seu controle se torna difícil. Entretanto, a sua maior fonte é a umidade existente nos fluxos e revestimentos de soldagem [9,46].

Por isso, os tratamentos térmicos de pré e pós-aquecimento são sugeridos para redução das trincas por hidrogênio. Mantendo a chapa aquecida após a soldagem a mais de 150°C, favorece o escape do hidrogênio para a atmosfera e pré-aquecer a chapa reduz a velocidade de resfriamento e por consequência a possibilidade de formação de martensita [9].

A fragilização provocada pelo hidrogênio é mais prejudicial quando a microestrutura é de baixa tenacidade e elevada dureza, destacando-se a presença de martensita [31]. Aços de alta resistência ou com grandes tensões residuais são muito mais suscetíveis a esse tipo de trinca. Por esse motivo, as trincas normalmente se iniciam em descontinuidades associadas à geometria do cordão, ou seja, em pontos de concentração de tensão como na margem da face da solda, de acordo com o acabamento e raiz, conforme mostra a Figura

2.16. Na soldagem com eletrodo revestido principalmente, as concentrações de tensão nas margens da face do cordão são agravadas pela inclusão de escória [29].

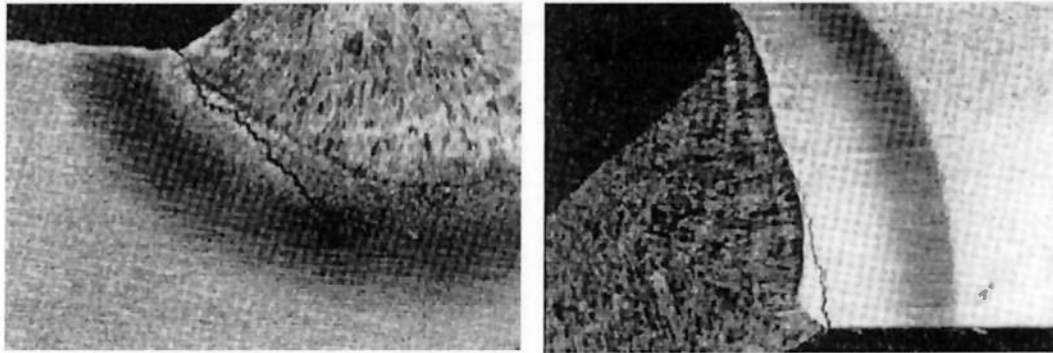


Figura 2.16 – Exemplos de trinca induzida pelo hidrogênio iniciadas nos pontos de concentração de tensão [49].

2.5.3.1 TRINCAS A FRIO INDUZIDAS PELO HIDROGÊNIO NA SOLDAGEM DE AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA

Na soldagem de aços de alta resistência, acima de 600MPa, as trincas por hidrogênio são predominantes. Elas ocorrem tanto transversalmente quanto longitudinalmente à direção da soldagem. A direção da trinca varia conforme a presença de entalhes ou descontinuidades e também com a direção das tensões geradas [50].

Na soldagem de único passe, a geometria da junta promove tensões transversais à soldagem e há uma tendência que as trincas por hidrogênio longitudinais ao cordão de solda e maior predominantemente na ZAC [51]. Na soldagem multipasses as trincas por hidrogênio geralmente ocorrem transversalmente, tanto normal à direção de soldagem quanto com ângulo aproximado de 45° [32,51].

2.5.4 TRINCAS DO REVESTIMENTO DURO RESISTENTE AO DESGASTE

A alta dureza e baixa ductilidade são características finais dos revestimentos duros e durante sua soldagem trincas são comuns [4,15]. Tais trincas são muitas vezes visíveis a olho nu e podem propagar-se com trabalho mecânico conforme mostra a Figura 2.17 [52].

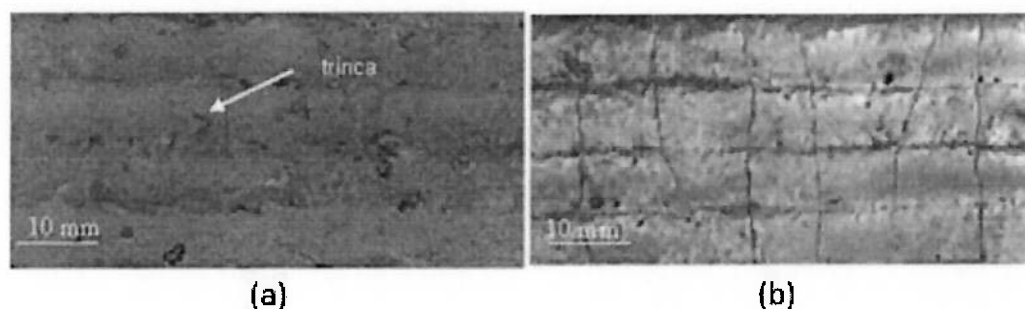


Figura 2.17 – Detalhe de trincas (a) antes e (b) depois de operação no revestimento duro de um componente da indústria sucroalcooleira [52].

As trincas são descontinuidades quase sempre indesejadas, porém, no caso da soldagem para fabricação do revestimento duro, elas são muito comuns, não reduzem a eficácia do objetivo final desse tipo de soldagem que é resistir ao desgaste e ainda aliviam as tensões residuais da peça [9,15]. Porém, dependendo da aplicação pode-se exigir uma superfície perfeita, livre de trincas seja pela qualidade da superfície desejada ou mesmo quando o objetivo for estrutural de união de chapas através da face revestida, em que a trinca representa perda resistência [15].

As trincas no revestimento duro surgem em altas e baixas temperaturas devido à queda de ductilidade do material, à contração da solidificação, à microsegregação ou induzidas pelo hidrogênio. As características físicas, químicas e metalúrgicas dos revestimentos

resistentes ao desgaste dificultam a classificação das trincas. O que se sabe é que são principalmente função do nível de tensões aplicadas somadas às tensões residuais de soldagem do material com alto teor de liga. [9,10,15].

3 OBJETIVO.

O objetivo deste trabalho é realizar um estudo comparativo de soldabilidade dos materiais dissimilares aço ASTM A-36 com revestimento duro de carboneto de cromo e nióbio da chapa de desgaste, soldados pelo processo eletrodo revestido com um único passe utilizando os consumíveis E309-17, E312-16 e E7018. O intuito é identificar as influências gerais e definir os melhores parâmetros para essa soldagem de manutenção de campo. As caracterizações e comparações da soldabilidade, foram realizadas através de ensaio visual de inspeção, análise das macrografias, medição das zonas afetadas pelo calor, cálculo da diluição e teste de dureza.

4 MATERIAIS E MÉTODOS.

4.1 CHAPA DE DESGASTE BIMETÁLICA

Neste trabalho foram utilizadas chapas de desgaste bimetálicas com base (matriz) de 10 mm de aço carbono ASTM A-36 e 10 mm de revestimento duro de carboneto de cromo e Nióbio depositados por soldagem, totalizando 20 mm de espessura. As chapas foram fornecidas pelo fabricante Castolin Eutectic® e possuem nome comercial do revestimento duro de CDP 4666.

Foram separadas para o teste sete (7) chapas de dimensão padrão 380 mm por 490 mm conforme Figura 4.1 (a). Uma das chapas foi cortada pelo processo de plasma em seis (6) peças iguais resultando em chapas de aproximadamente 161 mm por 188 mm, conforme Figura 4.1 (b) abaixo.

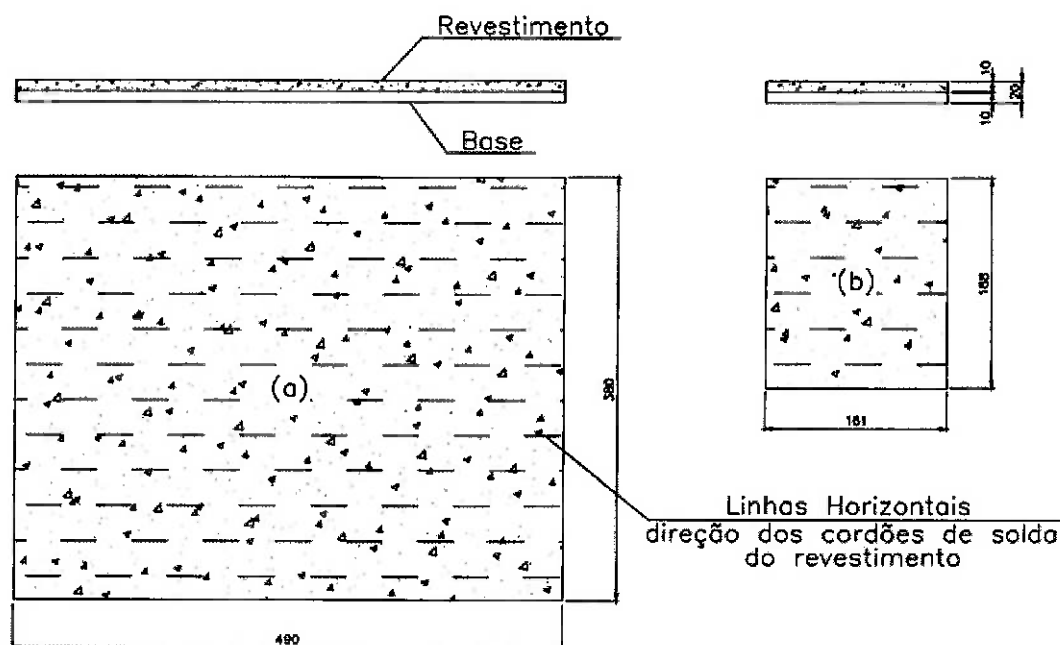


Figura 4.1 – Dimensões das chapas para os experimentos: (a) 490 x 380 x 20 mm e (b) 188 x 161 x 20 mm.

4.1.1 MATERIAL DE BASE ASTM A-36.

O ASTM A-36 [ASTM A/36 36M-00a] está entre os aços estruturais existentes mais conhecidos e utilizados no mercado. É um aço ferrítico de baixa liga e baixo carbono ligados ao manganês, muito utilizado em estruturas metálicas devido à grande oferta e baixo custo no mercado. Sua composição química detalhada segue os valores da Tabela 1 abaixo.

Tabela 1 – Composição química do aço estrutural ASTM-A36 [53].

ELEMENTO QUÍMICO		% C máx.	% Mn máx.	% P máx.	% S máx.	% Si	% Ni	% Cr	% Mo	% Cu	% V
ASTM	A36	0,26	1,35	0,04	0,05	0,4	...	...	...	0,2	...

4.1.2 CONSUMÍVEL DO REVESTIMENTO.

Revestimento executado através do processo de soldagem arame tubular. O consumível é patente do fornecedor da chapa, Castolin Eutectic® e por isso não foi divulgado a composição química.

4.2 CARACTERIZAÇÃO METALURGICA DA CHAPA DE DESGASTE CASTOLIN EUTECTIC® CDP4666.

Devido à falta de informações detalhadas dos materiais e serem soldados nesse trabalho e após um acordo com o fabricante das chapas de desgaste Castolin Eutectic®, elas foram enviadas para o laboratório *Materials Institute os Brazil* – MIB® em São Carlos, São Paulo, onde foi efetuada a caracterização do material através de análises química, micrográfica óptica, dureza e perfil de microdureza seguindo a metodologia apresentada na Tabela 2. O objetivo final é o conhecimento detalhado das características dos materiais a serem soldados.

Tabela 2 – Metodologia empregada pelo laboratório.

ANÁLISE	DESCRIÇÃO
Química Metal Base	Espectrometria de emissão óptica por centelhamento.
Química Revestimento	Espectrometria de emissão óptica por centelhamento.
Dureza	Rockwell B, carga 100kgf, penetrador esférico, ASTM E18-15.
	Rockwell C, carga 150kgf, penetrador cônico de diamante.
Microdureza	Perfil de microdureza Vickers, carga de 1000gf, ASTM E384-11e1.
Micrografia óptica	Corte, embutimento em baquelite, lixamento, polimento, ataque Nital 2% e Vilela.

4.2 CONSUMÍVEIS

Para o teste de soldagem das duas chapas de desgaste foram utilizados três consumíveis diferentes para o processo eletrodo revestido do fornecedor Castolin Eutectic®, fabricados no Brasil: E7018 (nome comercial: EC 4801®), E309-16 (nome comercial: EutecTrode 690®) e E312-16 (nome comercial: EC Xuper 4712®).

4.2.1 E7018.

Conforme especificado na AWS A5.1, o consumível E7018 é um baixo hidrogênio com pó de ferro que permite soldagem em todas as posições, com corrente contínua e eletrodo positivo e possui tensão de escoamento de 58 ksi (400 MPa). A composição química requerida por norma segue a Tabela 3 a seguir.

Tabela 3 – Composição química requerida para o E7018 em porcentagem de peso [54].

	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	V
E7018	0,15	1,6	0,75	0,035	0,035	0,2	0,3	0,3	0,08

4.2.2 E309-16.

Conforme especificado na AWS A5.4, o E309 é um consumível de aço inox para o processo de eletrodo revestido e possui tensão de escoamento de 80ksi (550MPa). São utilizados para a soldagem de forjados, fundidos e aços dissimilares, como juntas com 304 de carbono ou aço de baixa liga. São também utilizados para amanteigamento de soldagem de eletrodo duro [55]. A composição química requerida por norma segue a Tabela 4 a seguir.

Tabela 4 – Composição química requerida para o E309-XX em porcentagem de peso [55].

	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu
E309-XX	0,15	0,5-2,5	1,0	0,04	0,03	22,0-25,0	12,0-14,0	0,75	0,75

4.2.3 E312-16.

Conforme especificado na AWS A5.4, o E312 é um consumível de aço inox para o processo de eletrodo revestido e possui tensão de escoamento de 95ksi (660MPa). Esses eletrodos foram originalmente concebidos para soldar ligas fundidas de composição semelhante, porém, tem grande aplicação em juntas dissimilares, especialmente se um deles é um aço inoxidável de alto níquel. Produz duas fases com quantidades substanciais de ferrita em uma matriz austenítica. Mesmo com diluição considerável por elementos de formação de austenita, como o níquel, a microestrutura permanece em duas

fases e, portanto, altamente resistentes a trincas [55]. A composição química requerida por norma segue a Tabela 5 a seguir.

Tabela 5 – Composição química requerida para o E312-XX em porcentagem de peso [55].

	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu
E312-XX	0,15	0,5-0,25	1,0	0,04	0,03	28,0-32,0	8,0-10,5	0,75	0,75

4.3 **EXECUÇÃO DA SOLDAGEM**

4.3.1 **EXPERIMENTOS.**

Para execução da soldagem, as seis (6) chapas menores cortadas (161mm x 188mm) foram posicionadas cada uma centralizada sobre as maiores (380mm x 490mm) com o revestimento voltado para cima, conforme Figura 4.2.

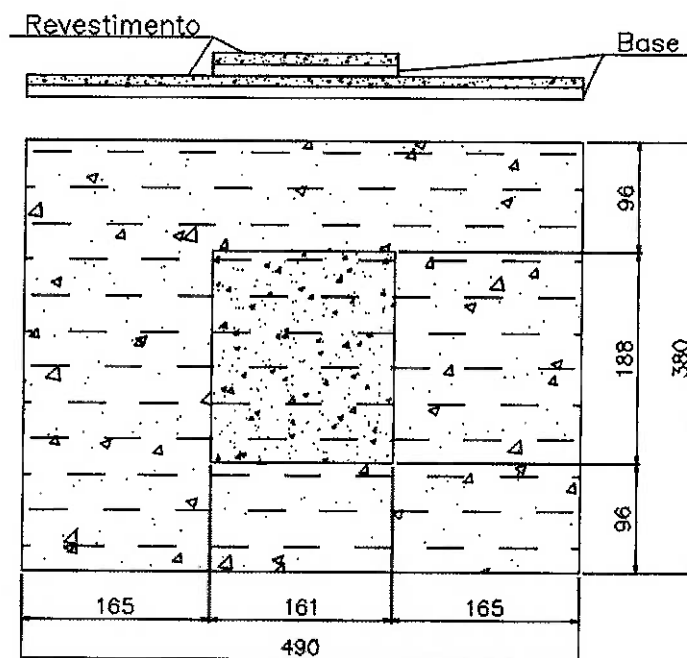


Figura 4.2 – Posicionamento das chapas em cada experimento.

4.3.2 PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM.

Não há nenhuma norma que oriente o procedimento de soldagem e qualifique as juntas soldadas dos materiais testados nesse trabalho.

Cada experimento foi soldado com o processo eletrodo revestido utilizando um consumível e com o cordão de passe único. Os primeiros testes executados foram com cordões contínuos, porém, devido à grande quantidade de trincas longitudinais apresentadas, foram executados dois cordões de cada lado da chapa com comprimentos aproximados de 40mm e 100mm, totalizando oito (8) cordões por experimento, seguindo a sequência apresentada na Figura 4.3 (a). Em todos os casos foi utilizado o tipo de geometria de junta apresentado na Figura 4.3 (b) com o cordão especificado de 7 a 10 mm de dimensão e diferença entre eles menor de que 3 mm.

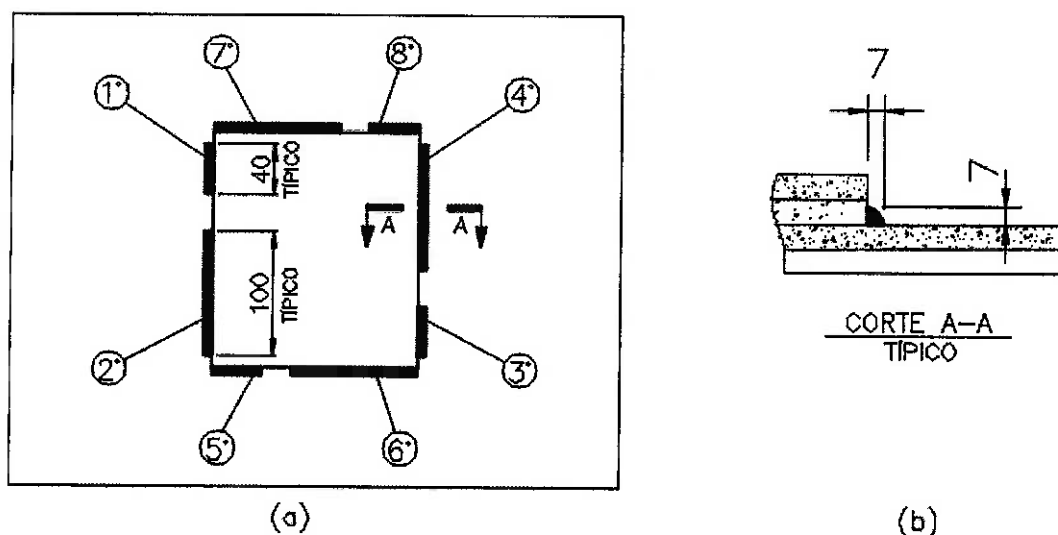


Figura 4.3 – Orientação para execução dos cordões de solda em cada experimento.

Sendo o objetivo dos experimentos conseguir realizar a soldagem dos materiais dissimilares de baixa soldabilidade com a garantia de penetração e

menor quantidade de trincas possíveis, as juntas foram avaliadas quanto a quantidade de trincas e, após corte das amostras, avaliadas a diluição e a ZAC pela macrografia.

4.3.3 EQUIPAMENTO DE SOLDAGEM

Na soldagem de todos os conjuntos foi utilizado o retificador GST 850 Star da Castolin Eutectic® que possui as características de catálogo listadas na Tabela 6.

Tabela 6 – Características técnicas do equipamento de soldagem utilizado [56].

Especificação: GST 850 Star	
Alimentação (V):	3 x 220 380 440-50/60 Hz
Faixa de corrente (A):	5 - 850
Corrente nominal (A):	650
Tensão em vazio (V):	72
Fator de trabalho (%):	100 - 60
Corrente (A):	550 - 800
Potência aparente nominal (kVA):	48
Classe térmica:	H - (180°C)
Acessórios:	Cabo-obra / Porta-Eletrodo
Opcionais:	Contr. a Dist./Tocha TIG 26V
Dimensões (l x c x a - mm):	880 960 950
Peso (kg):	260

4.3.4 VARIÁVEIS DA SOLDAGEM.

Todos os experimentos foram soldados com o processo de eletrodo revestido e seguindo as variáveis descritas na Tabela 7.

Tabela 7 – Variáveis utilizadas em cada experimento.

EXPERIMENTO	Classificação do eletrodo AWS A5.1 e A5.4	Corrente [C.C.+] (A)	Tensão (V)	Vel. de Soldagem (cm/s)	Energia Líquida de Soldagem* (kJ/mm)	Temp. Pré- Aquecimento (°C)	Pós Aquecimento	
							Temp. (°C)	Tempo (min)
EX_1	E7018	150	23	0,38	0,73			
EX_2	E7018	150	23	0,32	0,86	200	200	40
EX_3	E309-17	140	28	0,35	0,90			
EX_4	E309-17	140	28	0,3	1,05	200	200	40
EX_5	E312-16	140	25	0,37	0,76			
EX_6	E312-16	140	25	0,32	0,88	200	200	40

* 80% de eficiência do arco do Eletrodo Revestido.

Durante a soldagem, a tensão e corrente foram definidas no equipamento, a temperatura foi acompanhada com ajuda de um Termômetro Digital Infravermelho Incoterm ST-1000 e o tempo de soldagem de cada cordão foi medido utilizando um cronometro digital, que posteriormente serviu para o cálculo da velocidade de soldagem.

4.4 ENSAIO VISUAL

A inspeção por meio do Ensaio Visual foi executada em todas as soldas em três momentos:

- logo após a soldagem;
- após o resfriamento da junta até a temperatura ambiente e;
- 48h após a soldagem.

O objetivo de aplicação da técnica foi detectar acabamento superficial e trincas nos cordões.

As fotos foram tiradas com distâncias entre 100 e 300 mm da solda com iluminamento de 1.150 lux.

4.5 CORTE DAS AMOSTRAS PARA ANÁLISE NO LABORATÓRIO

Devido às trincas encontradas, foram definidas em cada teste regiões com menor número de trincas para corte de quatro amostras de dimensões semelhantes, duas cortadas dos cordões de menor comprimento e duas dos cordões de maior comprimento. Os cortes seguiram a orientação geral dada pela Figura 4.4, não especificamente os cordões indicados no croqui.

Os primeiros cortes das amostras para macrografia foram realizados pelo processo de plasma porém, os resultados não foram positivos. O calor inserido provocou novas tensões e alterações de estrutura que foram suficientes para aumentar a quantidade de trincas e, em alguns casos, destacar o cordão das chapas após o corte.

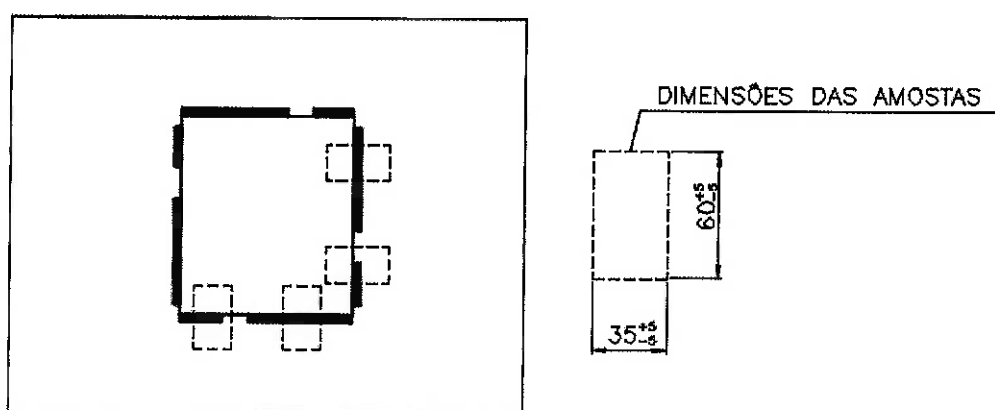


Figura 4.4 – Orientação geral para corte das amostras.

Foi então escolhido o processo de corte à água para se evitar influência do calor e conseguir as amostras mais próximas da condição real. Os cortes de cada experimento foram realizados no equipamento de corte por jato de água Mach 3 4020b do fabricante Flow.

4.6 ANÁLISE METALOGRAFICA

Todos os cordões que apresentaram trincas longitudinais no centro e todo comprimento foram desconsiderados para a análise metalográfica. Além de serem ao longo do comprimento, também eram na profundidade, conforme foi verificado após cortes com jato de água. Assim, apenas os cordões dos experimentos 1, 2, 5 e 6 e que não apresentaram trincas longitudinais foram cortados para realização das análises macrográficas.

Das quatro amostras cortadas de cada experimento, apenas duas foram enviadas para análise no laboratório. As amostras enviadas foram identificadas conforme apresentado na Tabela 8.

Tabela 8 – Composição química do metal de base da chapa de desgaste em porcentagem de peso.

Identificação da amostra	Cordão de origem	Experimento	Consumível	Pré e Pós aquecimento
EX_1A	3°	EX_1	E7018	Não
EX_1B	2°			
EX_2A	1°	EX_2	E7018	Sim
EX_2B	4°			
EX_5A	6°	EX_5	E312-16	Não
EX_5B	2°			
EX_6A	3°	EX_6	E312-16	Sim
EX_6B	5°			

O objetivo foi avaliar a dimensão da zona afetada pelo calor, calcular a diluição e principalmente analisar os defeitos apresentados. Para isso, foram realizadas duas macrografias, a primeira ampla, abrangendo toda a amostra com ataque de Nital 2%. A segunda, específica do cordão, com ataque de Nital 6%. Para imagem ampla, foi utilizada uma fotografia com a câmera Canon T5 18-55. Já a imagem do cordão foi gerada pelo microscópio Opton modelo TNE 10T, calibrado pela Micro Óptica seguindo NBR ISSO/IEC 17025 com certificado C/1068/13.

A forma correta de medição da ZAC é através do perfil detalhado de microdureza [31]. Porém, nesse estudo a medição foi realizada por meio visual, utilizando o software AutoCAD 2014. As imagens foram escaladas de acordo com a escala de 8 e 10 mm das macrografias e, posteriormente, foi retirada a cota das regiões afetadas pelo calor destacadas com o reagente. A mesma imagem escalada foi utilizada para cálculo da diluição.

As análises foram realizadas pelo laboratório Tork - Controle Tecnológico de Materiais Ltda. em São Paulo capital.

4.7 ENSAIOS DE DUREZA

Os ensaios de dureza Vickers HV10 foram realizados nas mesmas amostras cortadas para a macrografia a fim de verificar o perfil de dureza em cada junta na zona fundida, na zona afetada pelo calor das duas chapas, na chapa inferior (revestimento duro da chapa) e chapa superior (base estrutural ASTM A-36). Os pontos dos ensaios em cada junta estão representados no croqui Figura 4.5.

A norma de referência utilizada para realização do ensaio foi a ASTM E 384 – 11, Método de Teste Padrão para Dureza Vickers e Knoop de Materiais (Em inglês: Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials).

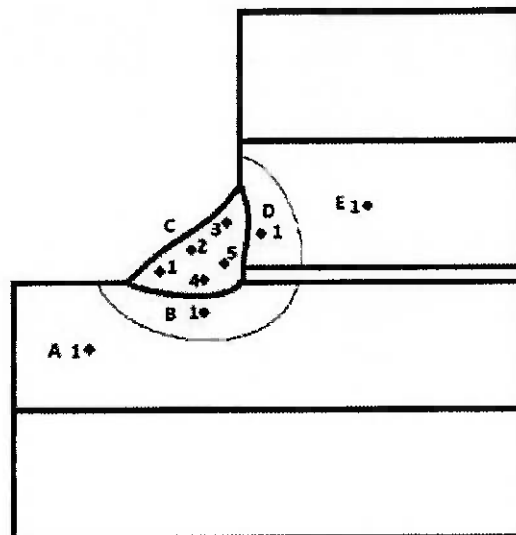


Figura 4.5 – Orientação para ensaio de dureza.

5 **RESULTADOS E DISCUSSÕES**

5.1 **CARACTERIZAÇÃO METALÚRGICA DA CHAPA DE DESGASTE CASTOLIN EUTECTIC® CDP4666.**

5.1.1 **ANÁLISE QUÍMICA**

O resultado da análise química do metal de base está apresentado na Tabela 9 enquanto do revestimento na Tabela 10.

Tabela 9 – Composição química do metal de base da chapa de desgaste em porcentagem de peso.

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Ti	Nb	Cu	Al	B	Sn	Fe
0,19	0,42	0,07	0,012	0,007	0,02	0,01	ND	ND	0,001	ND	0,003	0,033	0,001	0,003	Bal

A composição química encontrada, apresentada na Tabela 9, confirma o material de base especificado ASTM A-36 na Tabela 1.

Tabela 10 – Composição química do revestimento duro da chapa de desgaste em porcentagem de peso.

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Ti	Nb	Cu	Al	W	Fe
3,52	0,29	1,04	0,022	0,026	19,5	0,15	ND	0,027	0,051	1,43	0,019	0,073	ND	Bal

Sabe-se que o revestimento duro é feito por consumível especial patente da Eutectic® e pelas quantidades encontradas dos elementos químicos C, Cr, Nb, Mn e Mo não foi possível identificar na ASME II Parte C – SFA 5.21 – nenhum consumível específico. Confirmou-se então que o consumível utilizado é uma mistura de composições de Fe-Cr e Fe-Nb basicamente. A inserção do Nióbio deve-se à característica de formação de Carboneto de Nióbio que além de possuir resistência ao desgaste, reduz a sensibilidade [24].

5.1.2 ANÁLISE DE DUREZA E PERFIL DE MICRODUREZA

O resultado do teste de dureza, apresentado na Tabela 11, mostra a alta dureza do material de revestimento resistente ao desgaste. Característica que justifica as trincas já existentes e a dificuldade de soldagem.

Tabela 11 – Análise da dureza da base e revestimento da chapa de desgaste.

Região	Tipo	Medidas					Média	Média (HB)
Material base	HRB	66	68	69	67	67	67,4	114
Revestimento	HRC	59	60	61	60	60	60,0	654

5.1.3 ANÁLISE MICROGRÁFICA ÓPTICA

Através da micrografia óptica no revestimento, apresentada na Figura 5.1 (a) e (b), foi possível identificar a presença de carbonetos com morfologia prismática que provavelmente são de Cromo e poucos com formato esférico, menores, que pela composição química encontrada, são de Nióbio, precipitados em uma matriz martensítica enquanto a Figura 5.1 (c) apresenta a ZAC da soldagem do revestimento, região de transição do metal base para o revestimento. Confirmando assim a especificação do fornecedor da chapa.

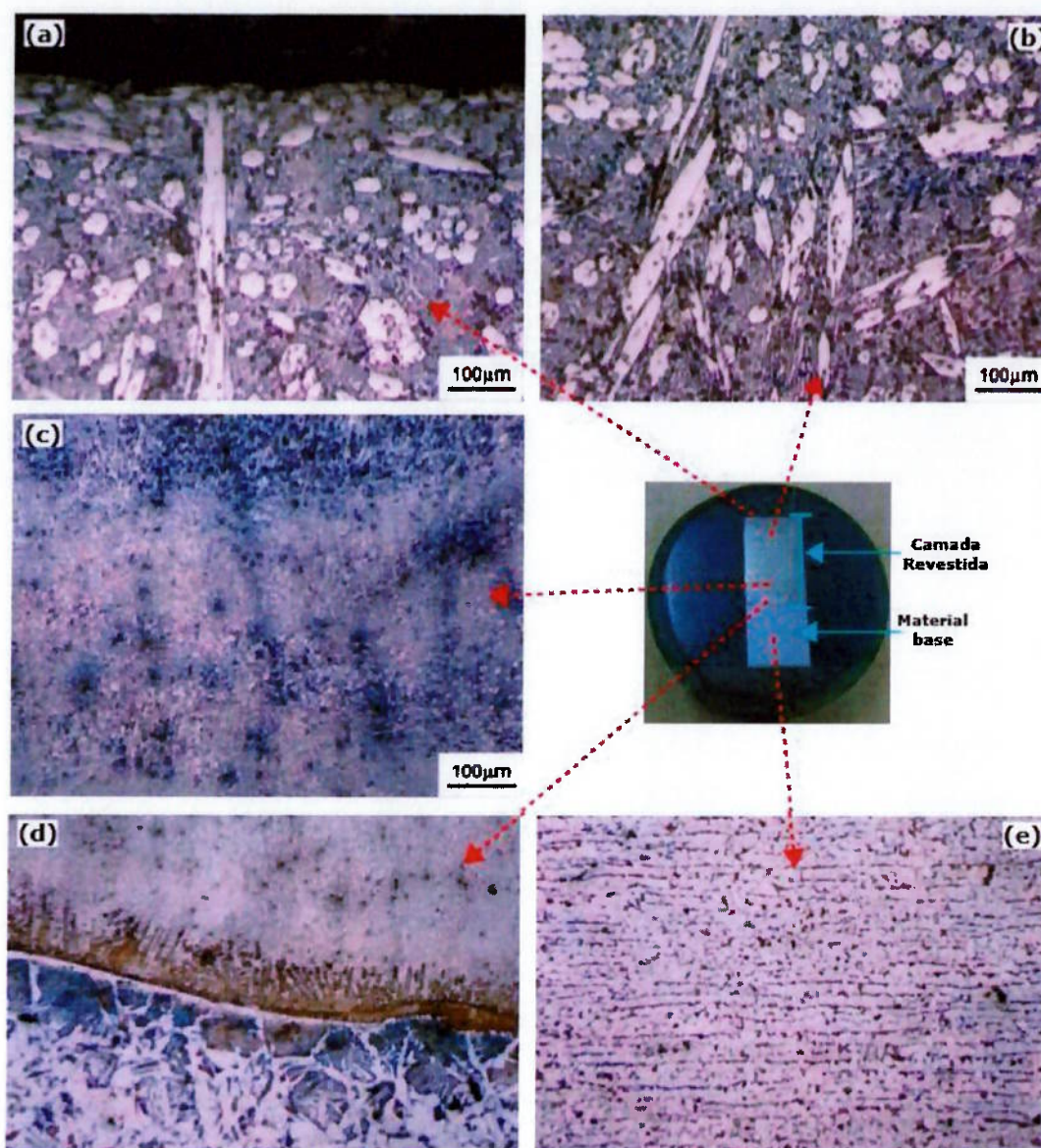


Figura 5.1 – Micrografia óptica: (a) revestimento superficial, (b) revestimento, (c) revestimento próximo à interface, (d) Interface revestimento/material base e (e) material base.

5.2 ENSAIO VISUAL NAS JUNTAS

A inspeção visual dos cordões comprovou o que Davies e Bolton [1] falaram sobre a baixa soldabilidade do revestimento duro, todos os cordões apresentaram trincas. Os primeiros cordões soldados continuamente

apresentaram muitas trincas o que levou à mudança do planejamento da soldagem para cordões menores de comprimentos típicos de 40 e 100 mm.

5.2.1 IDENTIFICAÇÃO DE TRINCAS LONGITUDINAIS CONTÍNUAS

Durante a inspeção por meio do Ensaio Visual logo após a soldagem, foram identificados cordões que apresentaram trincas longitudinais ao longo de todo comprimento. A Tabela 12 a seguir apresenta o resumo do resultado.

Tabela 12 – Trincas longitudinais identificadas durante Ensaio de Inspeção Visual.

EXPERI MENTO	ELETRODO	PRÉ E PÓS AQUECIMENTO	CORDÕES							
			1°	2°	3°	4°	5°	6°	7°	8°
EX_1	E7018	Não					X	X	X	X
EX_2	E7018	Sim					X	X	X	X
EX_3	E309	Não	X	X	X	X	X	X	X	X
EX_4	E309	Sim	X	X	X	X	X	X	X	X
EX_5	E312	Não								
EX_6	E312	Sim						X		X

Os experimentos 3 e 4, realizados com consumível E-309, apresentaram trincas longitudinais em todos os cordões logo após a soldagem. As Figuras 5.2 e 5.3 mostram os detalhes das trincas.

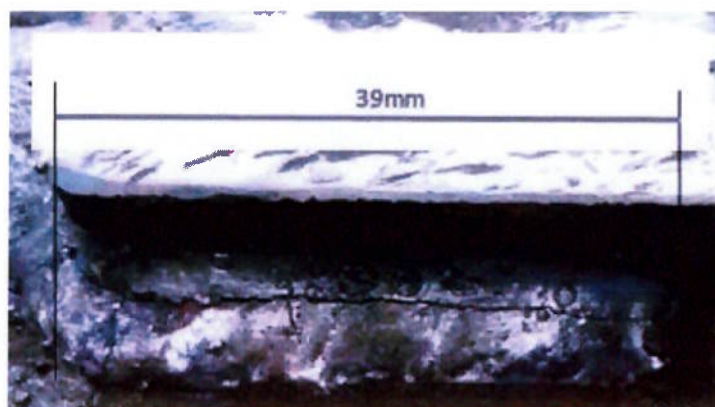


Figura 5.2 – Foto do 1° cordão do Experimento 3.



Figura 5.3 – Foto do 1º cordão do Experimento 4.

Já os experimentos 1, 2 e 6 apresentaram trincas longitudinais em alguns cordões. Comparando o resultado da inspeção apresentado na Tabela 12, um ponto comum em todos foi que as trincas longitudinais ocorreram no 5º, 6º, 7º e 8º cordões de cada experimento, ou seja, nos cordões soldados na mesma direção dos cordões do revestimento. As Figuras 5.4, 5.5 e 5.6 a seguir apresentam as trincas dos experimentos 1, 2 e 6. O único experimento que não apresentou trincas longitudinais nos cordões soldados na mesma direção dos cordões do revestimento duro foi o 5, soldado sem pré e pós aquecimento com consumível E312-16.

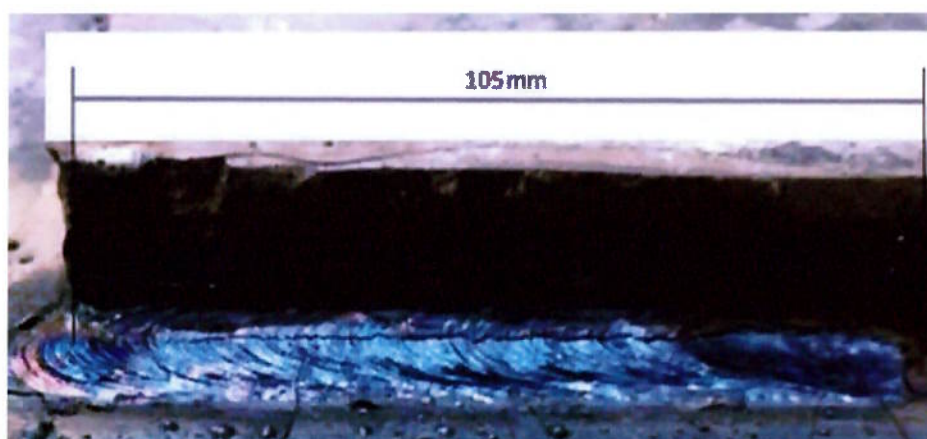


Figura 5.4 – Foto do 3º cordão do Experimento 2 logo após a soldagem – E7018 com pré e pós aquecimento.

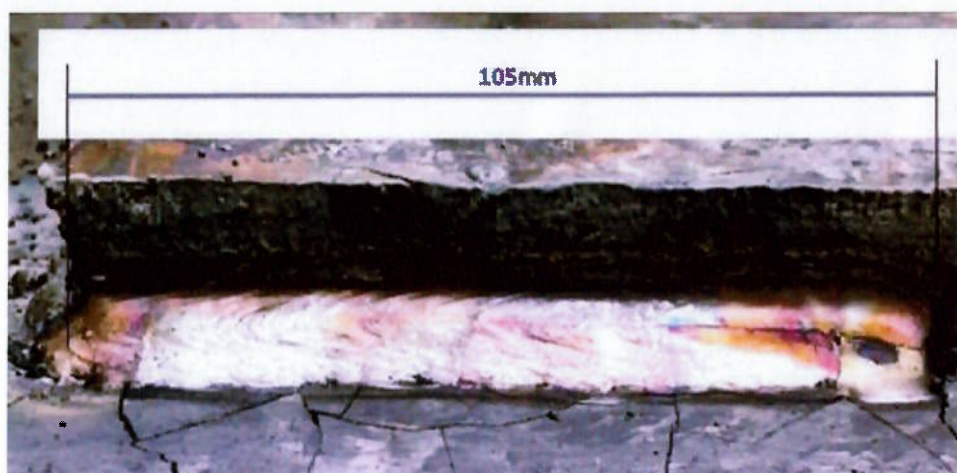


Figura 5.5 – Foto do 3º cordão do Experimento 6 logo após a soldagem – E312 com pré e pós aquecimento.

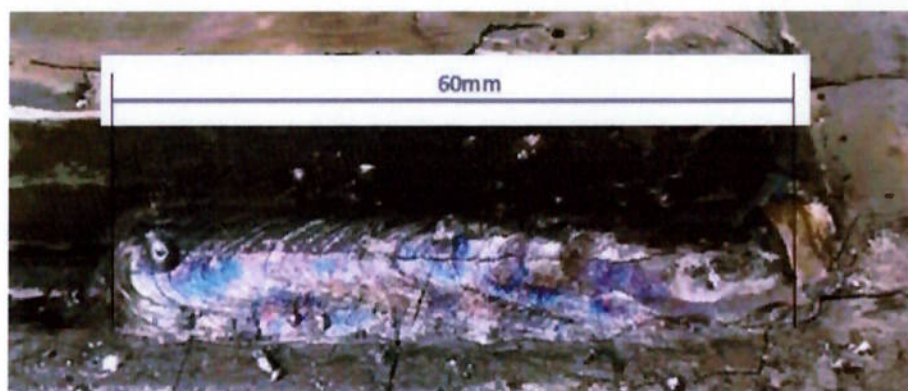


Figura 5.6 – Foto do 4º cordão do Experimento 1 logo após a soldagem - E7018 sem pré-aquecimento.

Os sextos cordões dos experimentos 1, 2 e 6 foram cortados transversalmente e analisados. Em todos eles a trinca existia além de todo comprimento superficial, em todo comprimento da garganta do cordão, o que levou ao destacamento conforme mostra a o exemplo na Figura 5.7 (c).

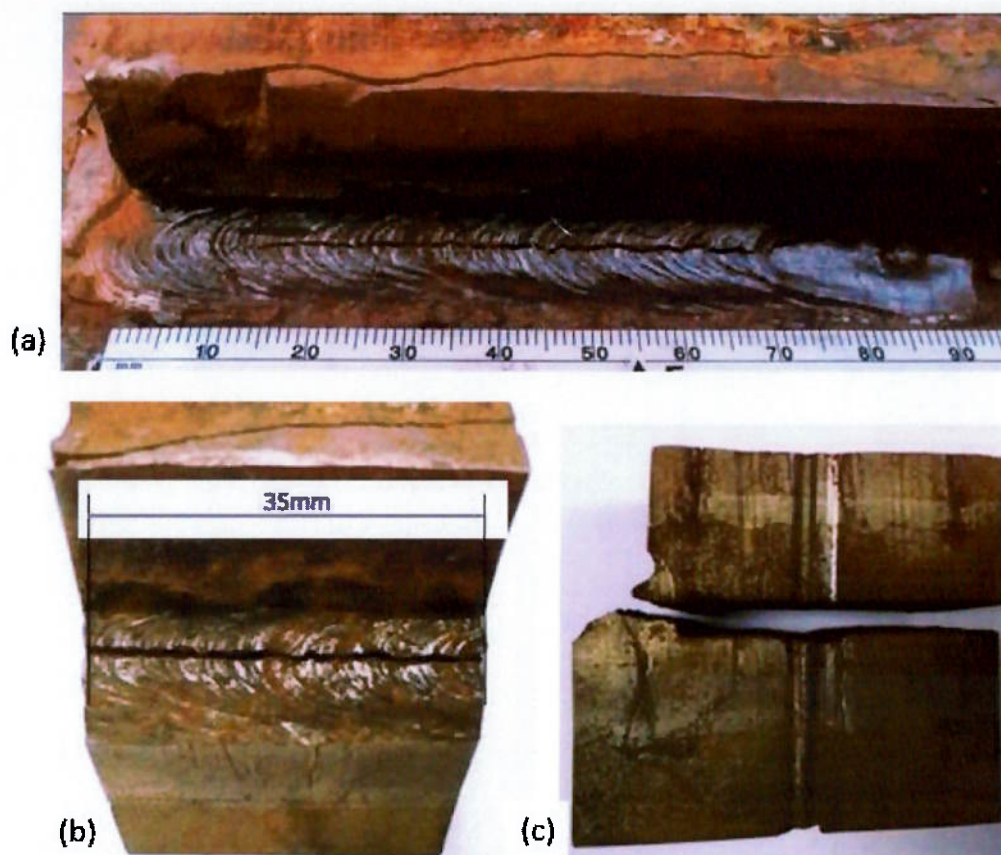


Figura 5.7 – Foto do 6º cordão do Experimento 2 (a) 48h após a soldagem, (b) após o corte da amostra e (c) vista lateral da amostra separada.

5.2.2 IDENTIFICAÇÃO E QUANTIFICAÇÃO DAS TRINCAS TRANSVERSAIS

Nos cordões que não apresentaram trincas longitudinais no centro do cordão foi realizado uma inspeção por meio do Ensaio Visual 48h após a soldagem para identificar e quantificar as trincas transversais. As trincas todas apresentaram características semelhantes e por isso não foram diferenciadas entre si. O resultado foi consolidado na Tabela 13.

Tabela 13 – Resultado do Ensaio de Inspeção Visual.

		Cordões									
			1°	2°	3°	4°	5°	6°	7°	8°	
EX_1	E7018 TEMP. AMBIENTE	Comprimento	65	85	60	90	55	95	100	45	
		Quant. Trincas	Longt.	0	0	0	0	1	1	1	1
			Transv.	4	4	3	5	CD*	CD*	CD*	CD*
		Trincas/cm	0,615	0,471	0,500	0,556	CD*	CD*	CD*	CD*	
											Média
											0,535
EX_2	E7018 PRÉ E PÓS AQUEC.	Comprimento	65	105	65	90	60	95	100	55	
		Quant. Trincas	Longt.	0	1	0	0	1	1	1	1
			Transv.	2	3	2	3	CD*	CD*	CD*	CD*
		Trincas/cm	0,308	0,286	0,308	0,333	CD*	CD*	CD*	CD*	
											Média
											0,309
EX_5	E312 TEMP. AMBIENTE	Comprimento	55	125	65	105	60	68	80	55	
		Quant. Trincas	Longt.	0	0	0	0	0	0	0	0
			Transv.	2	8	3	6	2	2	2	2
		Trincas/cm	0,364	0,640	0,462	0,571	0,333	0,294	0,250	0,364	
											Média
											0,410
EX_6	E312 PRÉ E PÓS AQUEC.	Comprimento	60	115	65	90	60	100	105	50	
		Quant. Trincas	Longt.	0	1	0	0	1	1	1	1
			Transv.	2	3	2	2	0	CD*	CD*	CD*
		Trincas/cm	0,333	0,261	0,308	0,222	0,000	CD*	CD*	CD*	
											Média
											0,225

CD*: Cordão desconsiderado. Trinca longitudinal no centro ao longo de todo cordão.

As trincas transversais foram identificadas e quantificadas e, a fim de comparação, foi calculado o número de trincas por centímetro de cada cordão e feito uma média aritmética com o resultado de todos os cordões por experimento. O resultado mostrou que para ambos os consumíveis avaliados nessa etapa, os cordões soldados com pré e pós-aquecimento apresentaram menos trincas e o melhor resultado. Para o E7018, o pré e pós-aquecimento proporcionou uma redução de 42,36% das trincas por centímetro enquanto com o E312 a redução foi de 45,13%.

Comparando as médias do E7018 e do E312 com pré e pós-aquecimento, a menor foi do E312 com 0,225 trincas por centímetro.

Avaliando os resultados da Tabela 13 em cada cordão, foi feita uma média aritmética dos valores de trincas por centímetro e apresentada na Figura 5.8.

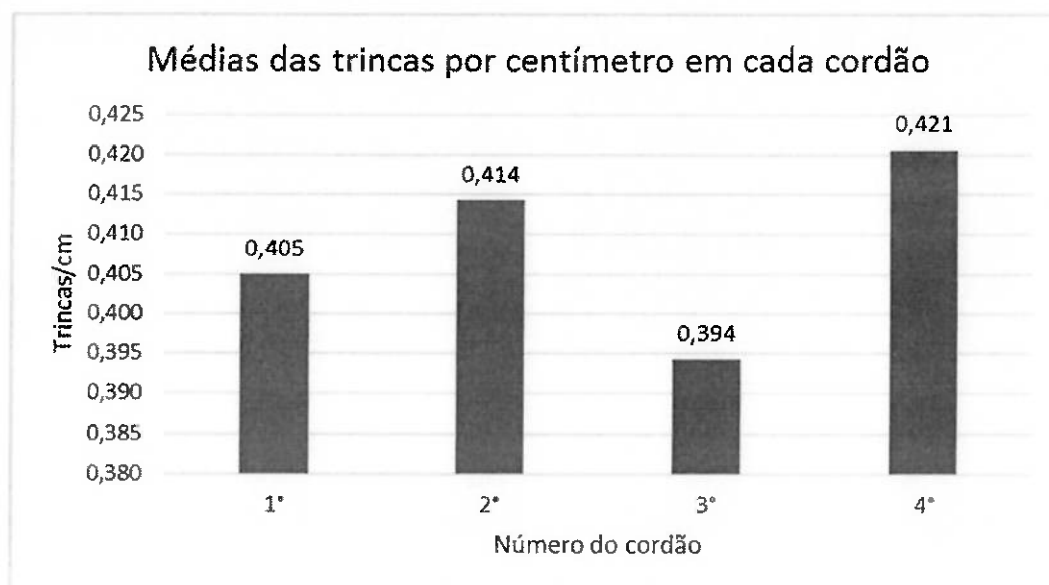


Figura 5.8 – Médias dos valores de trinca por centímetro por cada cordão dos testes.

A quantidade de trincas encontradas no 1° e 3° cordões são menores quando comparas ao 2° e 4°, ou seja, cordões de menor comprimento geraram menos trincas visíveis.

5.2.3 AUMENTO E PROPAGAÇÃO DAS TRINCAS

Comparando o resultado dos experimentos 1 e 5 com 2 e 6, pode-se observar que houve aumento e propagação das trincas já existentes no revestimento duro da chapa inferior além das do surgimento de novas. Porém, muito mais considerável nos experimentos 2 e 6, que tiveram pré e pós-aquecimento o que é justificado pelo maior ciclo térmico e consequente maiores

tensões residuais [9]. Essas tensões são então aliviadas com as trincas criadas [9,29].

A Figura 5.9 apresenta claramente através de uma fotografia antes e depois da execução do 5º e 6º cordões do Experimento 6 o aumento e propagação das trincas.

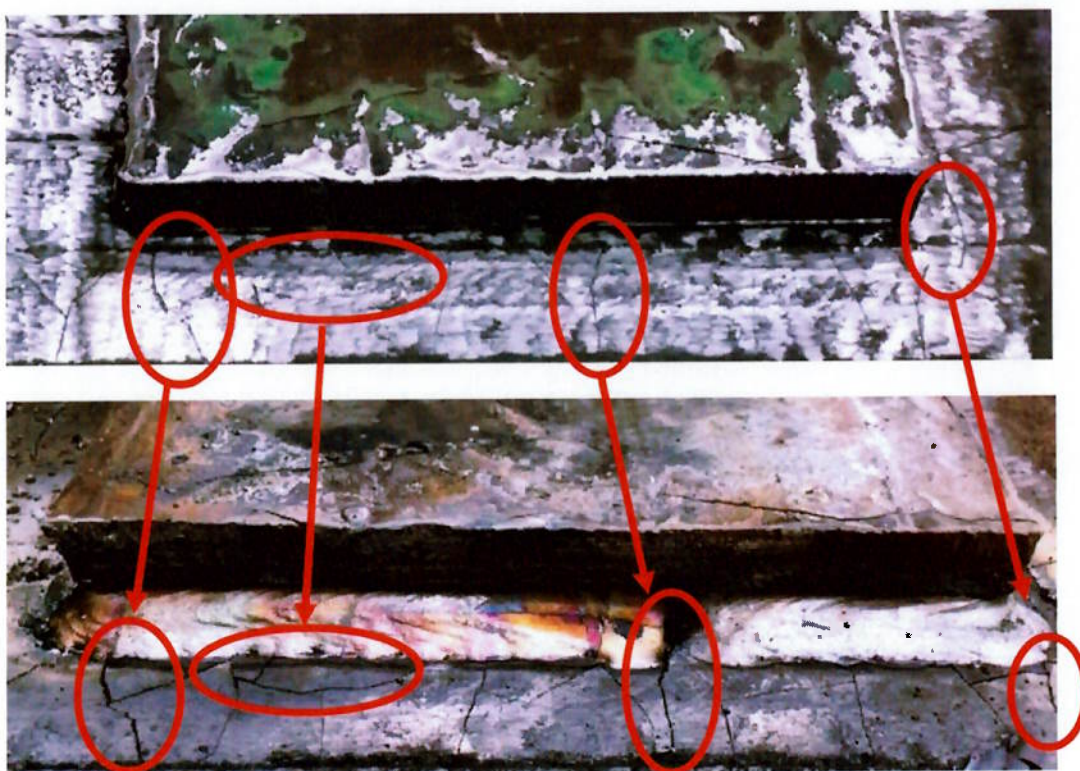


Figura 5.9 – Foto do 5º e 6º cordões do Experimento 6 comparando o aumento das trincas do revestimento da chapa inferior.

5.3 CARACTERIZAÇÃO METALOGRAFICA DAS JUNTAS

5.3.1 AVALIAÇÃO GERAL DAS MACROGRAFIAS

O resultado da macrografia geral das amostras mostrou que a quantidade de trincas nos cordões é maior do que a quantidade identificada

através da inspeção visual. Foi possível observar novamente o aumento e propagação das trincas já existentes no revestimento.

As marcas verticais apresentadas na amostra da Figura 5.10 e Figura 5.11, são resultados das interrupções no processo de corte por jato d'água. Não foi possível usinagem no laboratório.

Todas as amostras analisadas apresentaram trincas. Muitas delas com características semelhantes. Analisando as Figuras 5.10 a 5.18, observa-se trincas ao redor do cordão no lado da chapa inferior da junta (revestimento duro). Algumas com origem na margem da face do cordão, região de concentração de tensão e algumas com origem em trincas já existentes. As amostras EX_1A, Figura 5.10 e amostras EX_2A e EX_2B, Figuras 5.12 e 5.13, apresentaram trincas com características específicas. A amostra EX_1A apresentou uma trinca na interface da zona fundida com a ZAC da chapa inferior. A amostra EX_2A apresentou uma trinca não centralizada na zona fundida e a amostra EX_2B, soldada com E7018 com pré e pós-aquecimento diferiu de todas as amostras, não apresentou as trincas ao redor do cordão. Apresentou uma trinca centralizada de grande dimensão que segue por todo revestimento duro, outra menor também na zona fundida e uma iniciada na ZAC da chapa inferior que propagou pelo revestimento duro.

Todas as trincas existentes fora do cordão ocorreram na chapa inferior da junta, no revestimento duro e muitas delas se propagaram verticalmente até a interface do revestimento duro com o aço carbono, semelhantes às trincas de alívio de tensão comuns em revestimento duro produzido por soldagem [9,10]. Ou seja, não se pode afirmar somente pelas macrografia se as trincas já eram

existentes do revestimento. Pode-se afirmar, contudo, que o formato perfeitamente vertical das trincas apresentadas em todos os experimentos, tem influência direta das altas tensões residuais conhecidas existentes no revestimento duro [29]. Essas tensões foram o fator mais significativo para geração das trincas, haja vista a diferença entre a quantidade entre os dois lados da junta.

Sabendo que o processo utilizado foi a soldagem com eletrodo revestido, que pode gerar contaminação pela escória, que o revestimento duro possui elevado nível de tensões residuais geradas pela alta dureza do material e pelo processo de soldagem dele e, analisando as características das trincas iniciadas na ZAC na margem da face do cordão, tem-se as características de trincas induzidas por hidrogênio [9,29].

Com exceção da amostra do experimento 2, Figura 5.13, todas as outras apresentaram trincas iniciadas na zona de transição e na zona afetada pelo calor.

Observa-se uma trinca horizontal aproximadamente 8mm sob cordão nas amostras apresentadas nas Figuras 5.10, 5.12, 5.14 e 5.16. Todas na região próxima à interface da solda de revestimento duro com o aço carbono da base. Essa trinca tem formação semelhante às trincas lamelares, porém, o formato linear e a distância diferem deste tipo [29]. Em especial as tensões causadas pela grande abertura de raiz encontrada em quase todas as juntas, resultado da irregularidade da superfície do revestimento duro da chapa inferior. Essa abertura de raiz variando de 1 a 3mm é fator conhecido de concentração de tensão [9].

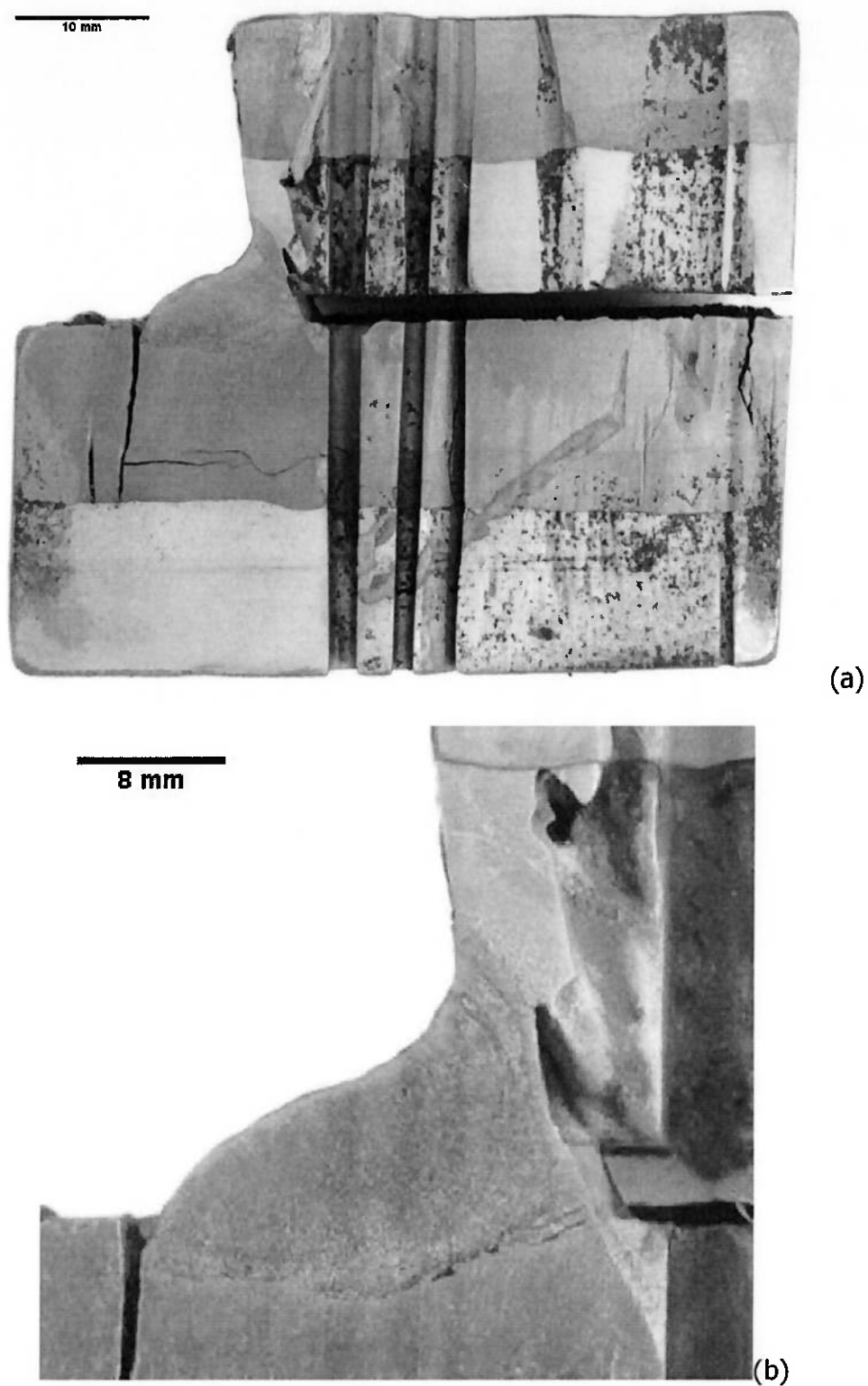


Figura 5.10 – Foto da macrografia da (a) amostra completa e (b) específica do cordão do EX_1A cortada do 3º cordão do experimento 1 – E7018 sem pré e pós-aquecimento.

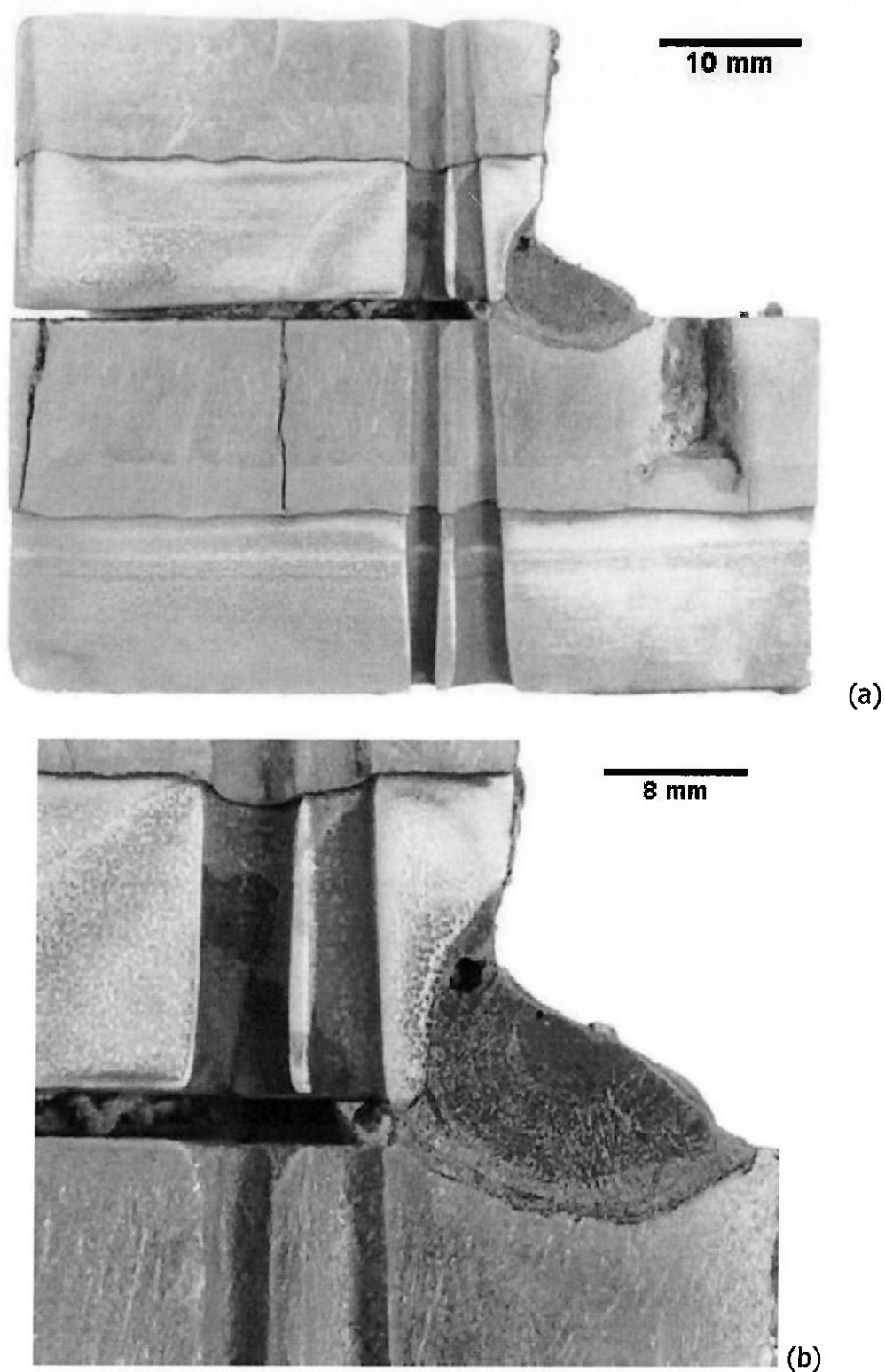


Figura 5.11 – Foto da macrografia da (a) amostra completa e (b) específica do cordão do EX_1B cortada do 2º cordão do experimento 1 – E7018 sem pré e pós-aquecimento.

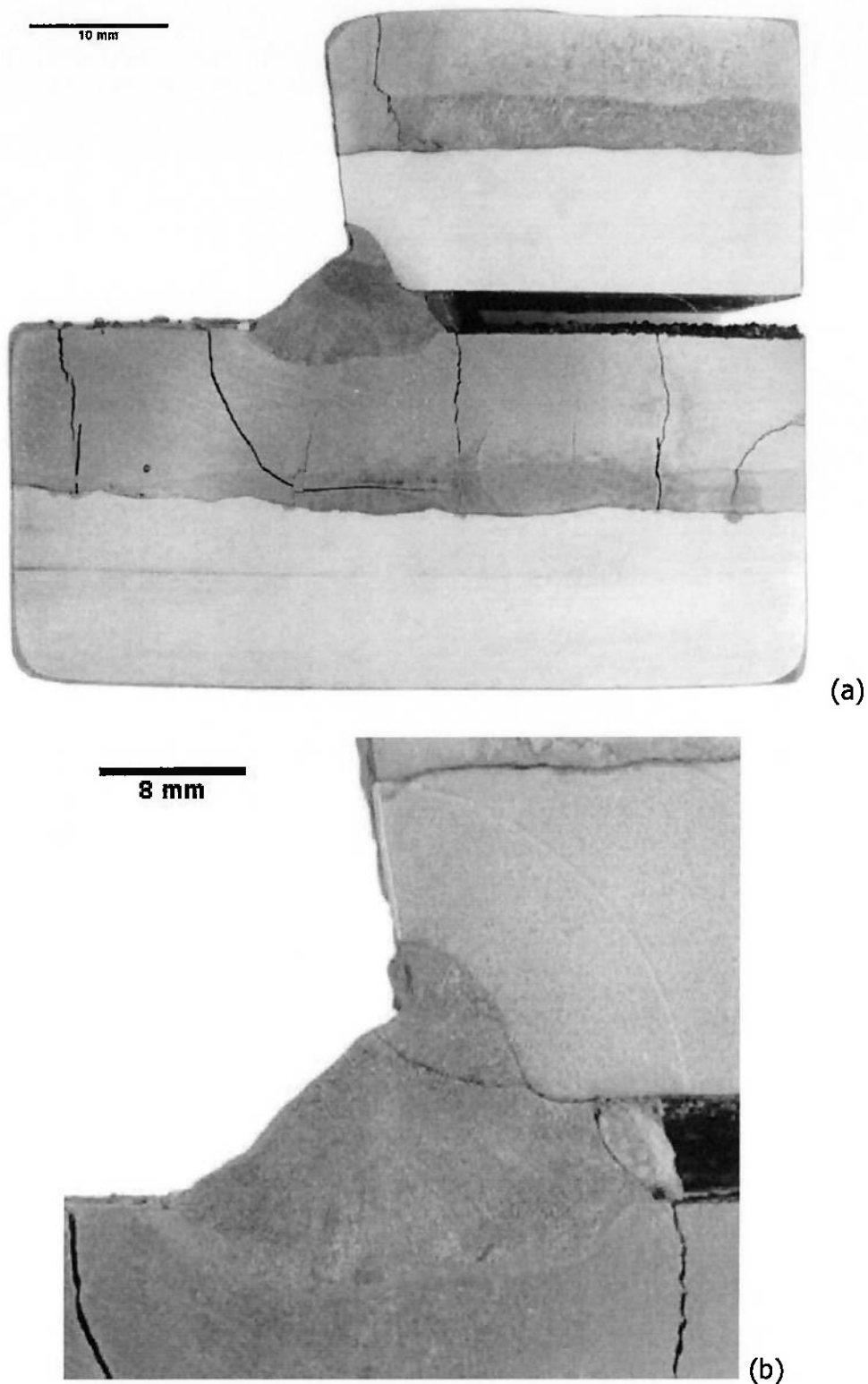


Figura 5.12 – Foto da macrografia da (a) amostra completa e (b) específica do cordão do EX_2A cortada do 1º cordão do experimento 2 – E7018 com pré e pós-aquecimento.

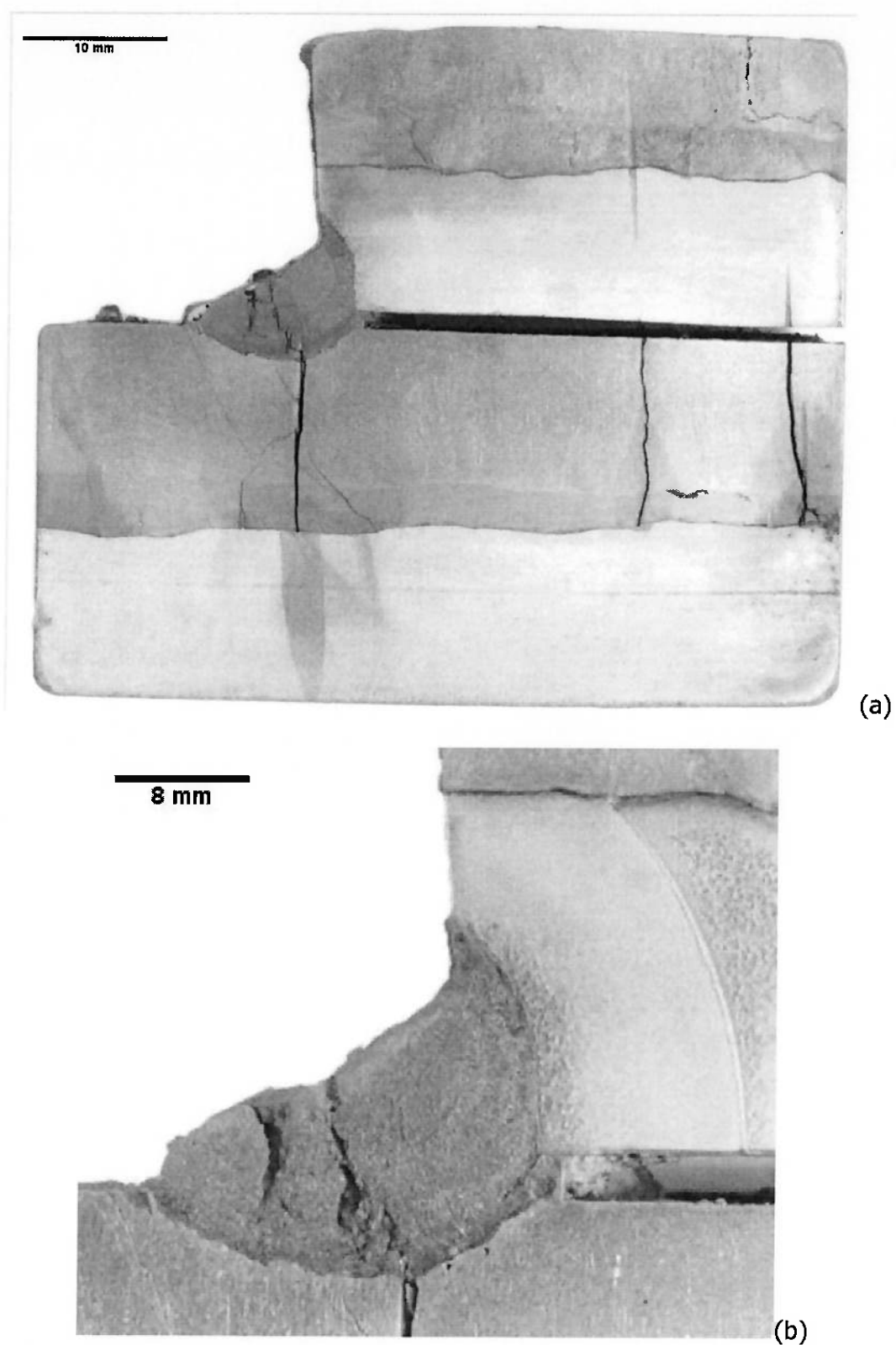


Figura 5.13 – Foto da macrografia da (a) amostra completa e (b) específica do cordão do EX_2B cortada do 4º cordão do experimento 2 – E7018 com pré e pós-aquecimento.

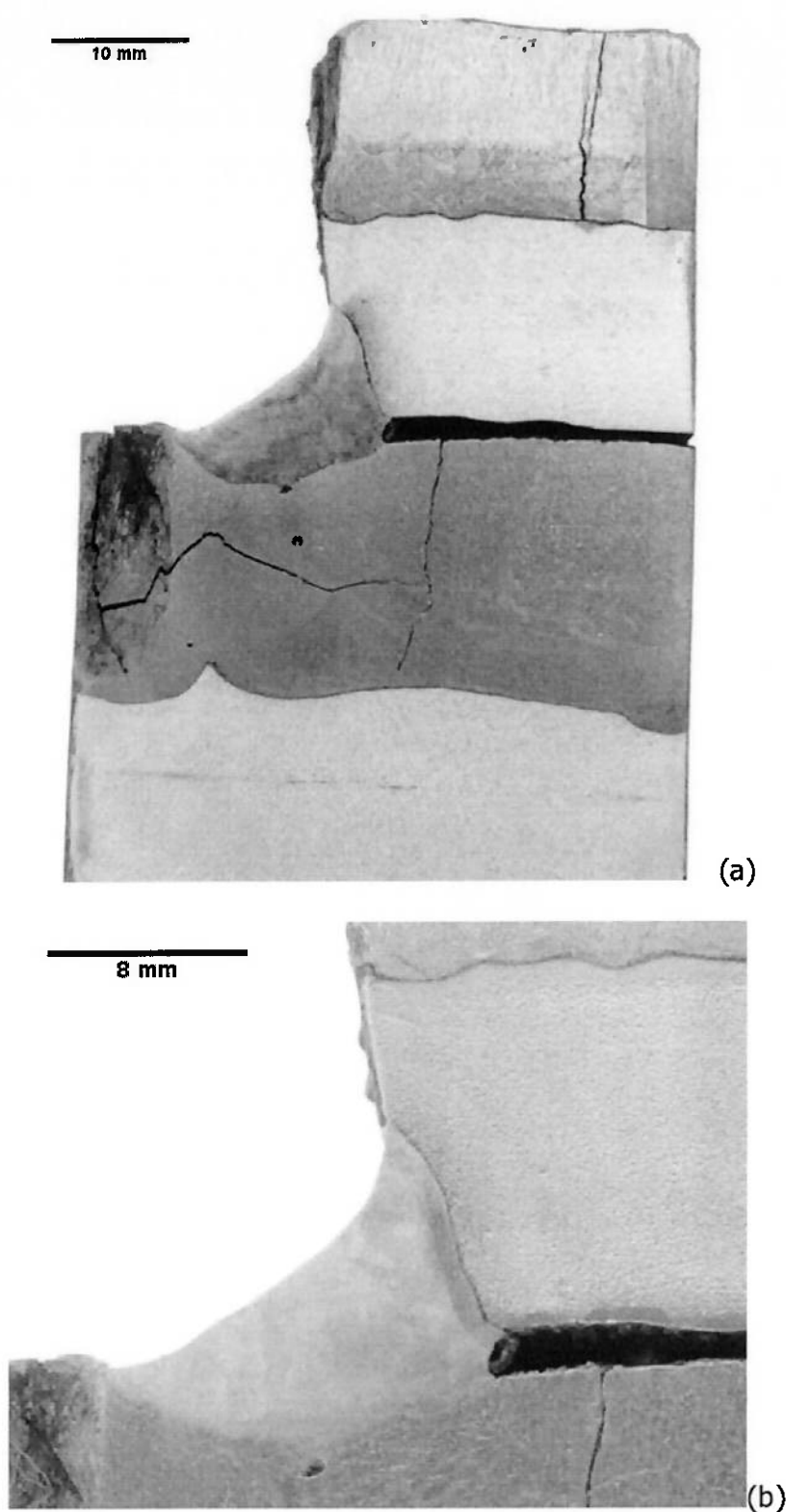


Figura 5.14 – Foto da macrografia da (a) amostra completa e (b) específica do cordão do EX_5A cortada do 6º cordão do experimento 5 – E312 sem pré e pós-aquecimento.

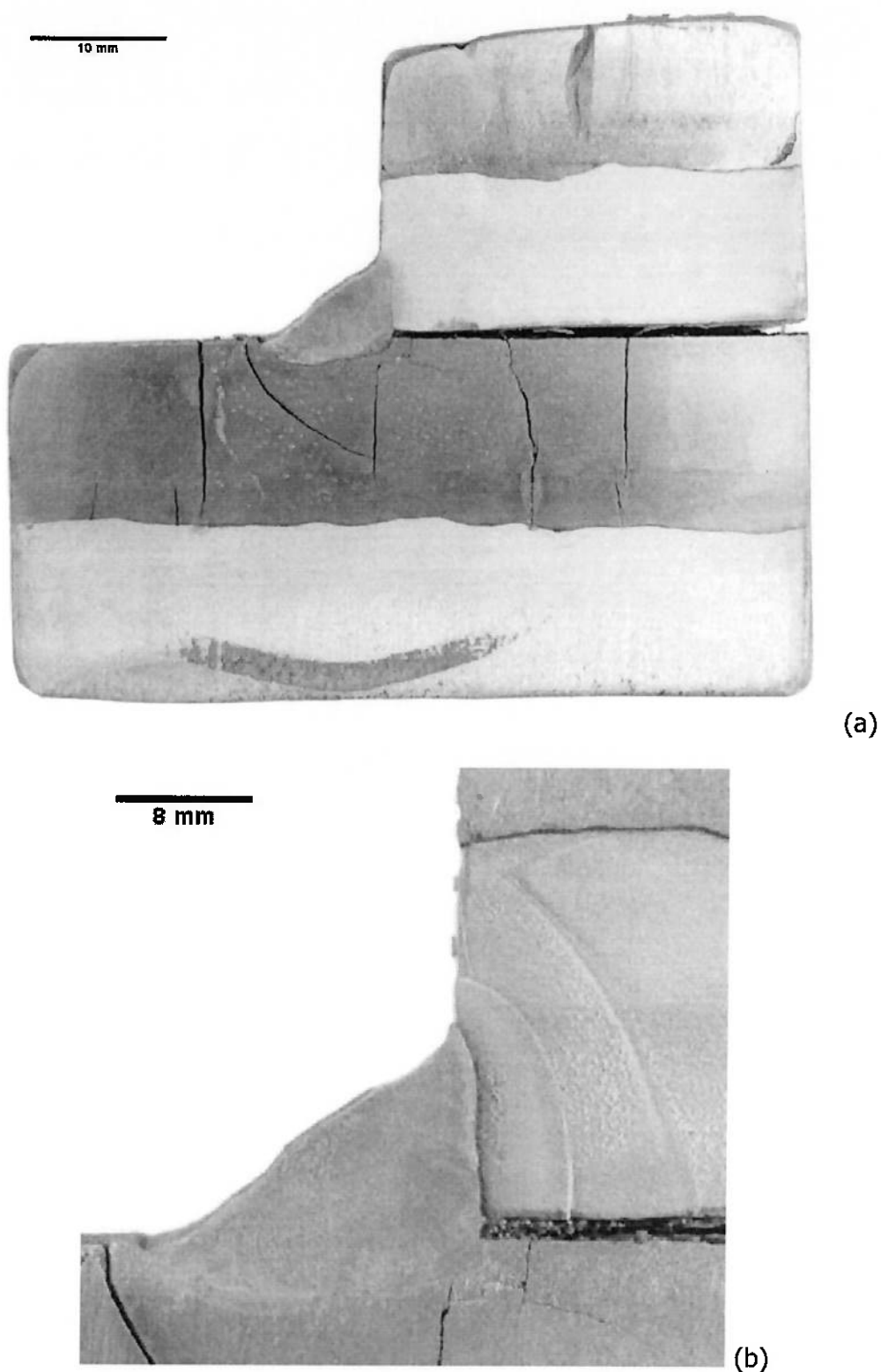


Figura 5.15 – Foto da macrografia da (a) amostra completa e (b) específica do cordão do EX_5B cortada do 2º cordão do experimento 5 – E312 sem pré e pós-aquecimento.

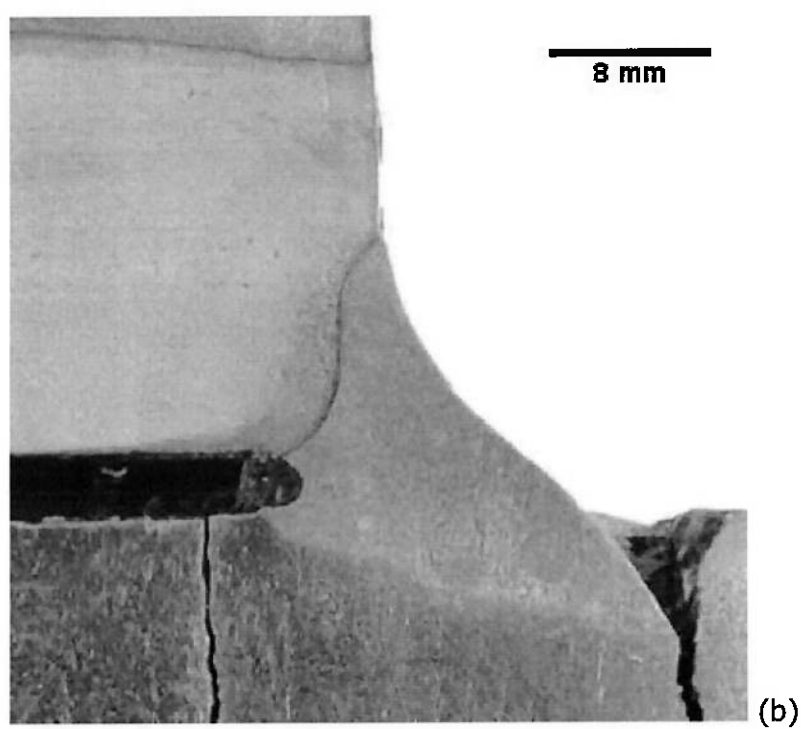
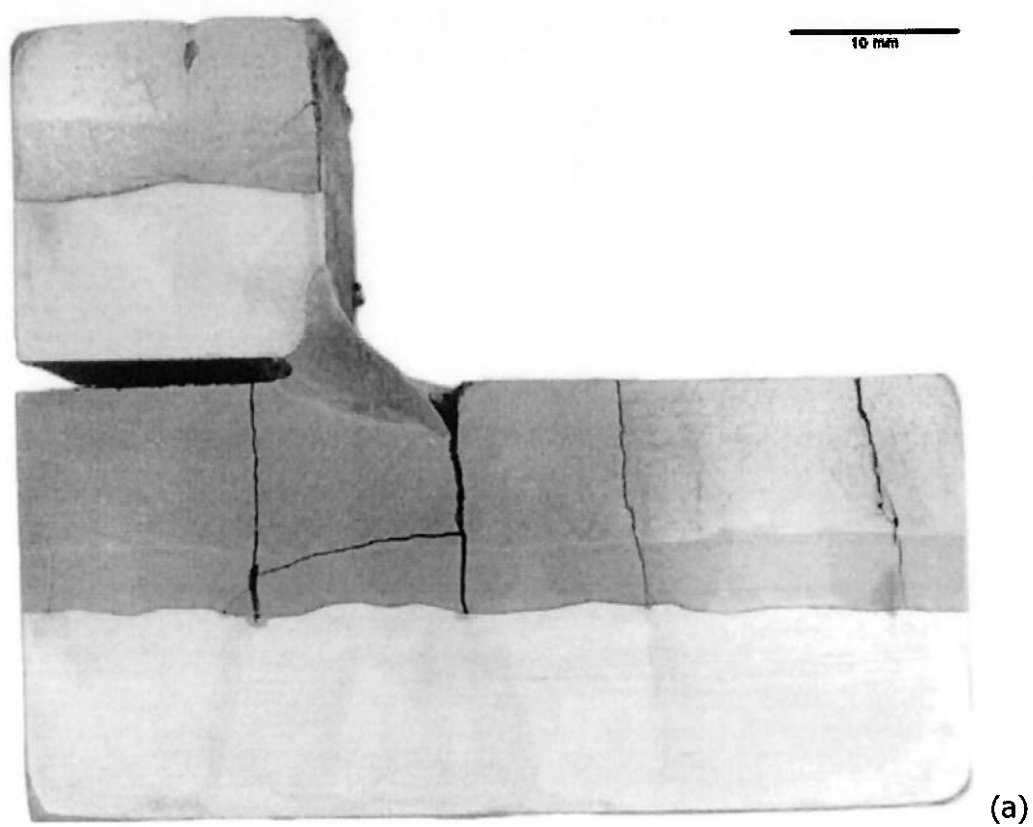


Figura 5.16 – Foto da macrografia da (a) amostra completa e (b) específica do cordão do EX_6A cortada do 3º cordão do experimento 6 – E312 com pré e pós-aquecimento.

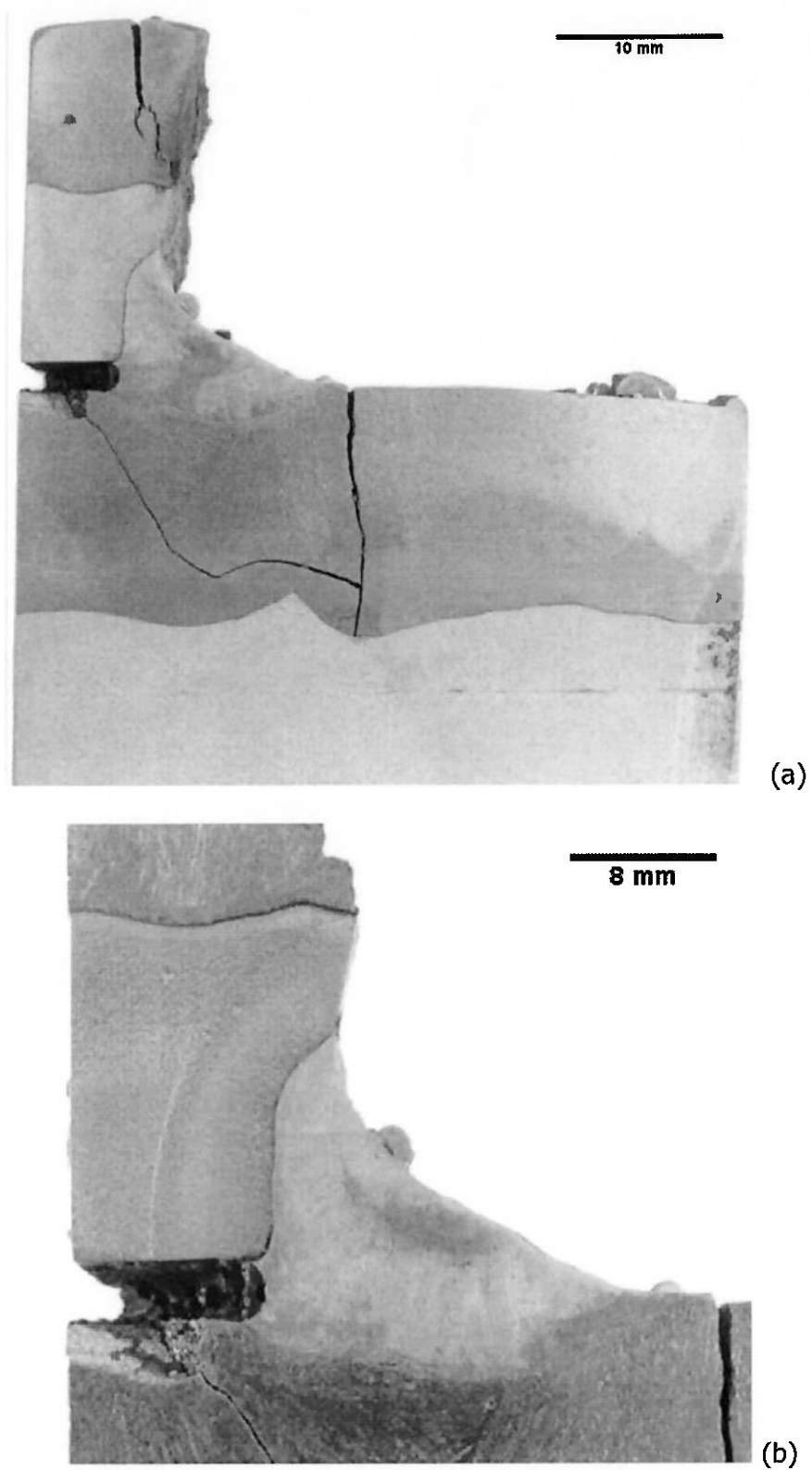


Figura 5.17 – Foto da macrografia da (a) amostra completa e (b) específica do cordão EX_6B cortada do 5º cordão do experimento 6 – E312 com pré e pós-aquecimento.

Observa-se nas amostras soldadas com E7018, Figuras 5.10 a 5.13, deposição insuficiente típica em todas e por consequência acabamento côncavo na metade superior do cordão. Na amostra EX_1A, ocorreu uma trinca na região de interface da zona fundida com a ZAC da chapa inferior. Já amostra EX_1B é possível observar pela Figura 5.11 (b) um cordão sem trincas nas zonas afetadas pelo calor. Porém, há um poro próximo à interface com a chapa superior de aço carbono, justamente na região com falta de reforço de face.

Ambas as amostras do experimento 2, Figuras 5.12 e 5.13 apresentaram trincas na zona fundida, porém, com características diferentes. A amostra EX_2A, Figura 5.12 (b) apresentou uma trinca diferente de todas as outras amostras. Pela macrografia é possível identificar uma trinca dentro do cordão, da face até a chapa superior da junta. Pela Figura 5.12 (a) é possível observar uma coloração diferente ao redor da trinca, o que é um indício de diferença de característica do material, provavelmente um acúmulo de elementos que produziram fases de baixo ponto de fusão gerando uma trinca de microsegregação [9]. Já na Figura 5.13 (b) da amostra EX_2B, há duas trincas no cordão. A maior delas tem continuidade no revestimento duro da chapa inferior. Pela espessura da trinca no revestimento duro é provável que a trinca já existia e durante o ciclo térmico imposto pela soldagem e para alívio das tensões a trinca do revestimento aumentou, sobrecarregando as tensões no cordão que por consequência também trincou, propagando a trinca inicial. Já a outra trinca menor, além das tensões, pode ter sido influenciada pela presença conhecida de carboneto de nióbio no revestimento duro com indício de trinca de solidificação.

Todas amostras soldadas com E312-16, apresentaram trincas semelhantes, porém, nenhuma na zona fundida. As macrografias geral das amostras, Figuras 5.14(a), 5.15(a), 5.16(a) e 5.17(a), apresentam trincas na ZAC da chapa inferior.

A amostra EX_5B, Figura 5.15 (b), apresentou uma mordedura na interface do cordão com a chapa base, provavelmente resultado da má manipulação do eletrodo. Já nas Figuras 5.10 (b) e 5.16 (b), dos experimentos 1 e 6, apresentam um defeito de grande dimensão, aparentemente uma mordedura ligada à uma trinca de alívio de tensão do revestimento.

5.3.2 COMPARAÇÃO

A fim de facilitar a comparação entre os consumíveis, as macrografias foram reunidas nas Figuras 5.17 e 5.18.

Analizando os experimentos soldados com E7018, Figura 5.17, observa-se uma maior quantidade de trincas nos que tiveram pré e pós-aquecimento, Figura 5.17 (b). Ambas amostras apresentaram trinca no meio do cordão além de mais trincas na zona afetada pelo calor. Esse resultado é o inverso ao resultado da inspeção visual.

Já os experimentos soldados com E312-16 as amostras com e sem pré e pós-aquecimento tiveram resultados semelhantes no geral. Porém, devido às trincas geradas nesses experimentos, essa análise é complicada pois o revestimento duro já possuía trincas e por isso seriam necessárias mais amostras. Considerando então o resultado do Ensaio de Inspeção Visual, as amostras soldadas com pré e pós-aquecimento tiveram melhor resultado.

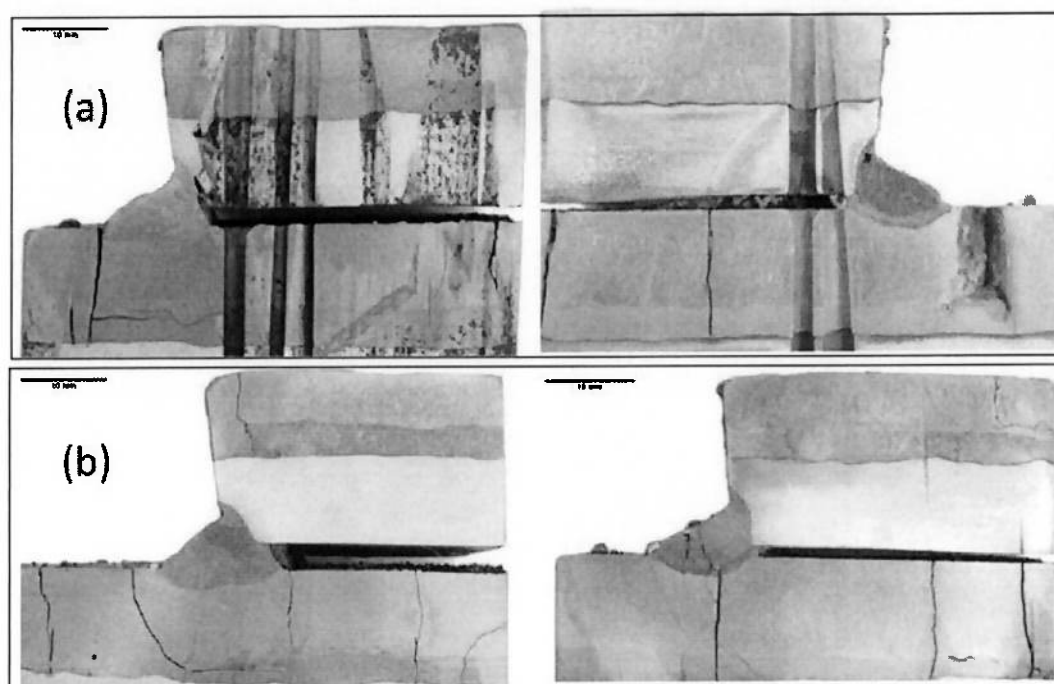


Figura 5.18 – Foto das macrografias dos experimentos 1 e 2, soldados com E7018 (a) sem e (b) com pré e pós-aquecimento.

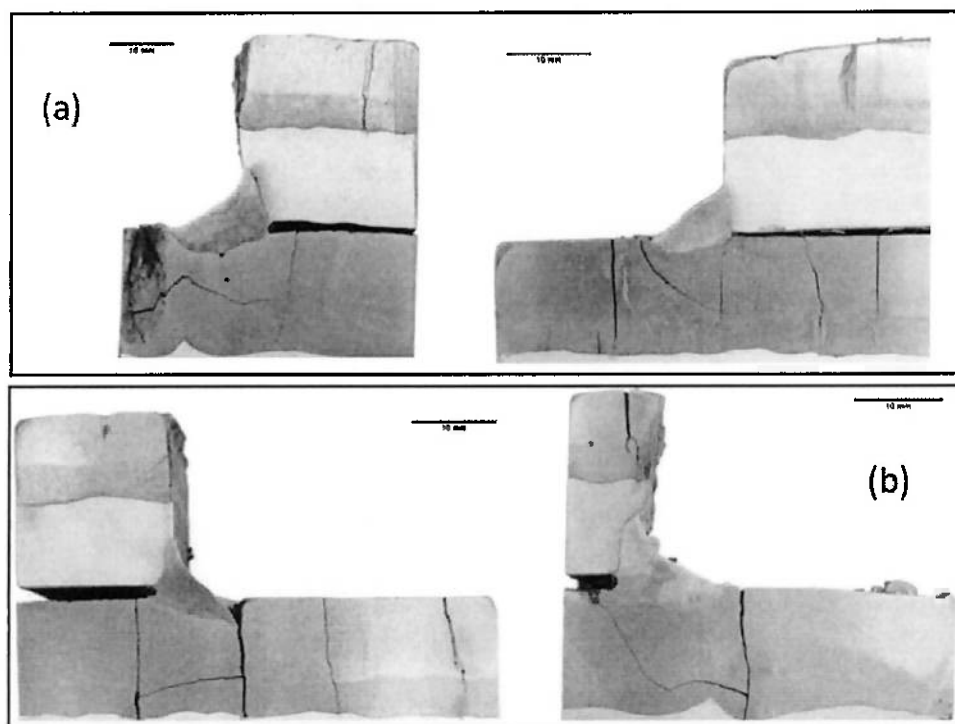


Figura 5.19 – Foto das macrografias dos experimentos 5 e 6, soldados com E312-16 (a) sem e (b) com pré e pós-aquecimento.

5.3.3 EXTENSÃO DA ZAC

Devido às trincas, houve dificuldade de ataque das peças pois as elas absorviam o reagente e geravam distorções nas imagens. Mesmo assim, foi possível fazer algumas análises. A Figura 5.20 exemplifica como foi feita a medida de extensão da ZAC e a Tabela 14 apresenta o resultado de todos os experimentos.

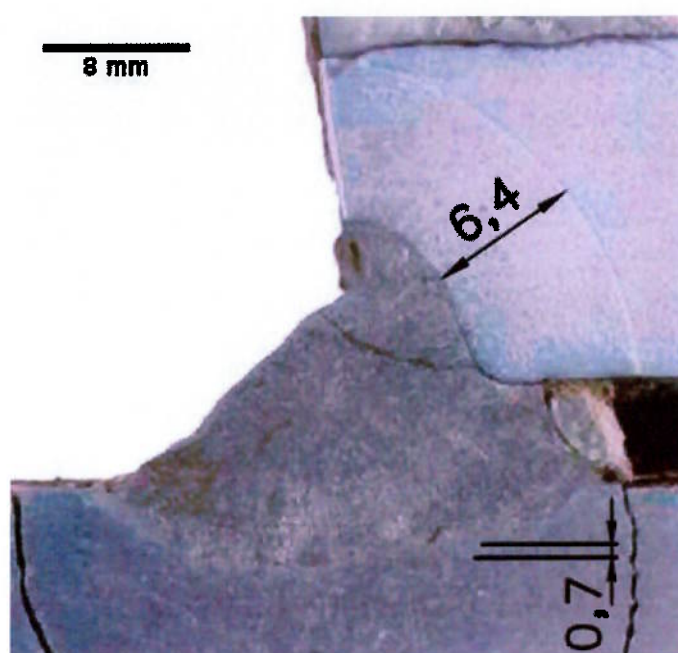


Figura 5.20 -- Exemplo da medição da ZAC feita no EX_2A.

Tabela 14 – Resultado das medições da ZAC.

Resultado da medição do comprimento da ZAC em milímetros		
	Chapa Inferior (Revestimento Duro)	Chapa Superior (Aço Carbono)
EX_1A	0,2	5,3
EX_1B	0,3	7,5
EX_2A	0,7	7,4
EX_2B	0,8	9,3
EX_5A	0,2	4,2
EX_5B	0,2	4,2
EX_6A	0,8	6,5
EX_6B	1,0	5,3

A chapa superior apresentou maior ZAC quando comparada com a chapa inferior. Essa diferença é consequência da maior área para dissipação de calor na chapa inferior e o maior calor específico volumétrico do material de alta liga do revestimento duro [29,31].

Os experimentos com pré e pós aquecimento, 2 e 6, apresentaram comprimentos maiores de ZAC, resultado do maior ciclo térmico [9].

O cordão que apresentou maior ZAC, EX_2B, com dimensão de 9,3mm na chapa superior, foi o que mais apresentou trincas internas no cordão.

Já os cordões com menor ZAC foram EX_5A e EX_5B. O cordão do EX_5A, Figura 5.14 (a) não apresentou trincas internas e nem na ZAC do cordão enquanto o EX_5B apresentou trincas iniciadas na ZAC.

5.3.4 DILUIÇÃO

A diluição foi calculada através dos valores de área informados pelo software AutoCAD 2015, conforme exemplo da Figura 5.21 e os resultados estão apresentados na Tabela 15.

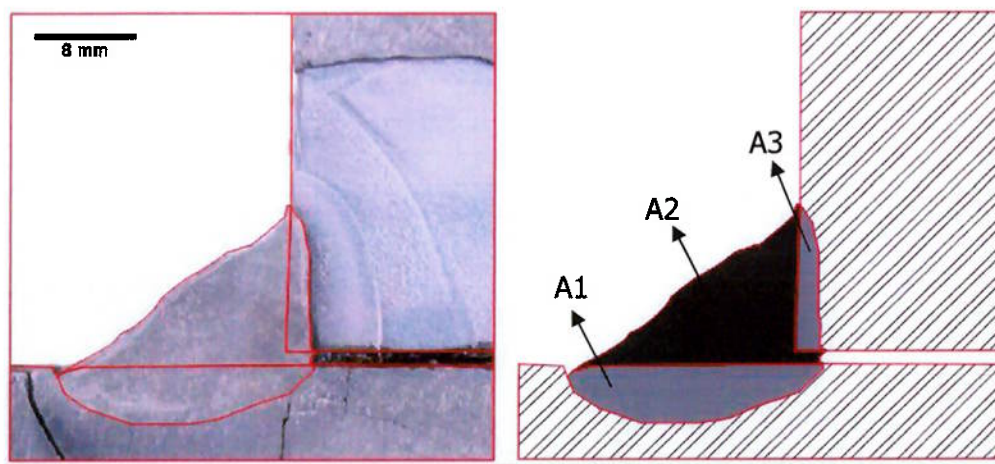


Figura 5.21 – Exemplo da medição de áreas para cálculo da diluição.

Tabela 15 – Resultado do cálculo das diluições.

CÁLCULO E RESULTADO DA DILUIÇÃO				
Experimento	Área [mm ²]			Diluição
	A1	A2	A3	
EX_1A	73,4	104,15	83,57	60,11%
EX_1B	57,62	98,04	38,78	49,58%
EX_2A	93,68	141,24	44,48	49,45%
EX_2B	83,17	148,38	56,36	48,46%
EX_5A	27,21	39,15	19,38	54,34%
EX_5B	70,11	104,71	17,58	45,58%
EX_6A	62,91	65	28,19	58,36%
EX_6B	58,01	81,26	51,64	57,44%

O resultado das diluições apresentou divergências. Amostras do mesmo experimento tiveram resultados muito diferentes, o que é justificado pela inconstância da soldagem manual executada. Além disso, a diluição nos dois materiais da junta foi muito diferente, sendo a diluição na chapa inferior menor somente na amostra EX_1A. O que mostra que apesar da inconstância, os consumíveis tiveram uma boa diluição com o material duro da chapa de desgaste.

Calculando as médias das diluições das amostras por tipo de consumível, observa-se que as soldadas com E7018 foi um pouco menor do que com E312-16, 52% e 54% respectivamente.

5.4 RESULTADO DO TESTE DE DUREZA

Os testes foram executados e os resultados estão apresentados na Tabela 16 abaixo por experimento e nos pontos, conforme orientado pela Figura 4.5.

Observa-se a grande variação de dureza de um lado para o outro da junta, justificada pelos materiais dissimilares.

Tabela 16 – Resultado teste de dureza das amostras.

Resultado do teste de dureza Vickers HV10 dos experimentos em cada ponto.									
Experimento	A1	B1	C1	C2	C3	C4	C5	D1	E1
EX_1A	974	907	351	351	322	297	322	148	151
EX_1B	988	946	351	351	322	297	322	155	151
EX_2A	824	925	383	383	351	383	383	148	143
EX_2B	824	905	351	351	450	410	383	155	146
EX_5A	824	946	351	351	401	330	322	154	138
EX_5B	865	946	322	309	297	297	322	174	147
EX_6A	932	824	383	405	383	383	383	160	135
EX_6B	865	895	383	383	351	383	383	177	138

Os valores de dureza no ponto A1 variaram bastante. Por ser um ponto na chapa inferior fora da zona afetada pelo calor, essa variação pode ser explicada pelo alívio de tensão gerado pela aumento e propagação das trincas do revestimento, apresentado na análise do item 5.3.1 Avaliação Geral das Macrografias, e também pela recuperação e recristalização gerada com o ciclo térmico da soldagem [29,57].

O restante dos resultados apresentou variação pequena em geral e com objetivo de comparar a influência do pré e pós-aquecimentos na soldagem, foram elaborados os gráficos das Figuras 5.22 e 5.23.

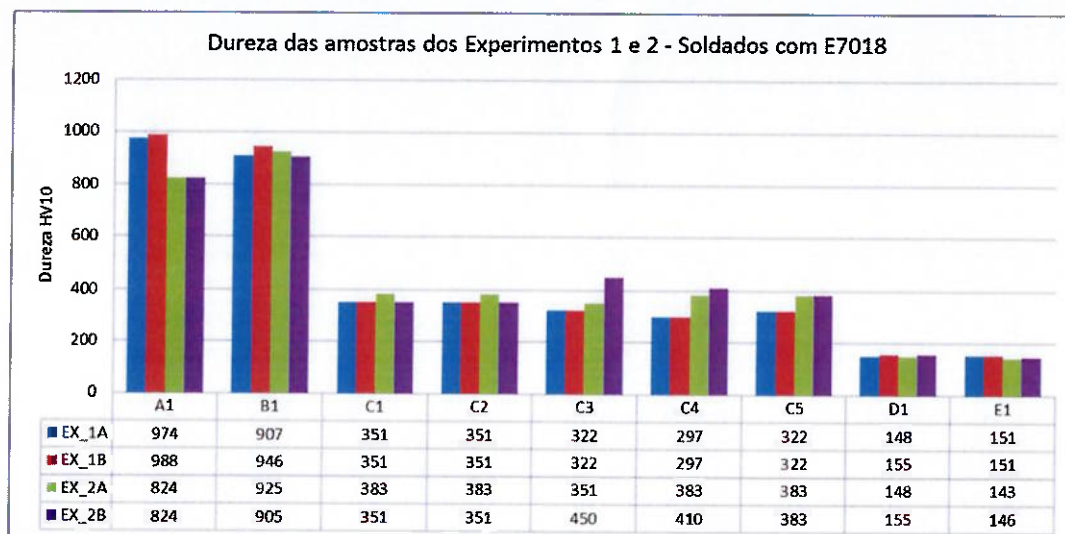


Figura 5.22 – Medidas de dureza dos experimentos 1 e 2, soldados com consumível E7018.

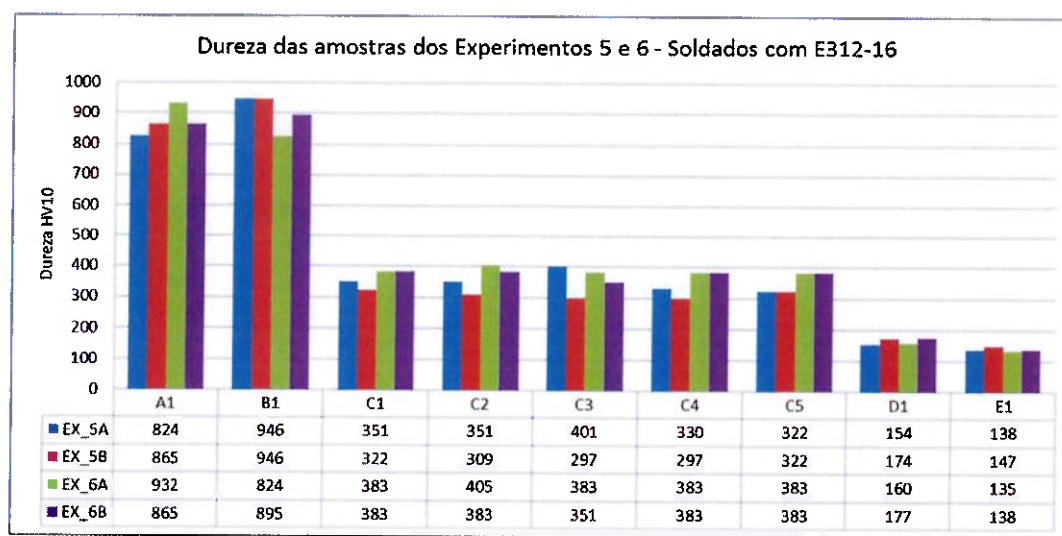


Figura 5.23 – Medidas de dureza dos experimentos 5 e 6, soldados com consumível E312-16.

Para ambos os tipos de consumíveis avaliados nesse teste, E312-16 e E7018, foi possível observar uma redução na região afetada pelo calor (ponto B1).

Já no metal de solda, em todos os pontos testados foi possível perceber um aumento da dureza com o pré e pós-aquecimento. Na chapa superior, aço carbono ASTM-A36, a diferença entre a dureza sem e com pré e pós aquecimento foi muito pequena, com diferença aproximada de 3%.

Para facilitar a comparação entre os tipos de consumíveis, foram elaborados os gráficos das Figuras 5.24 e 5.25.

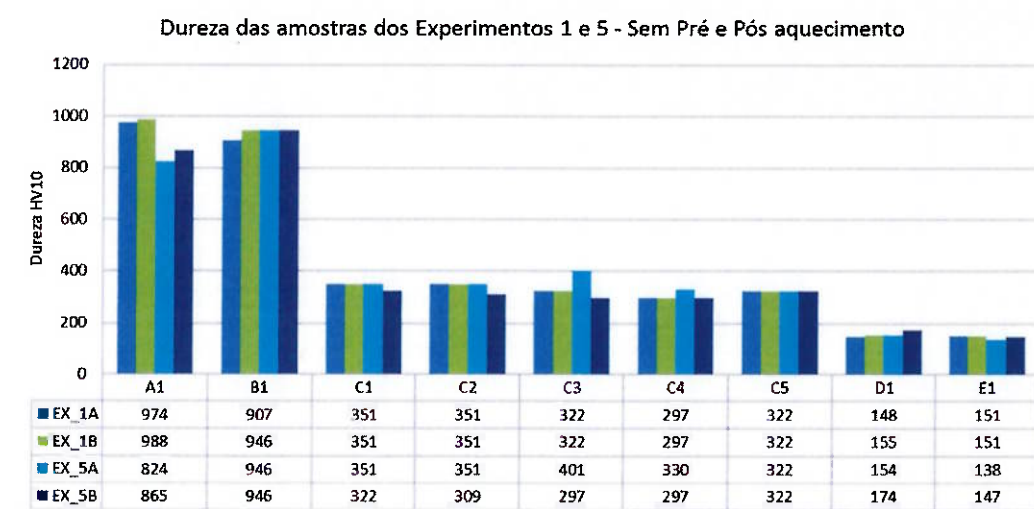


Figura 5.24 – Medidas de dureza dos experimentos 1 e 5, soldados sem pré e pós-aquecimento.

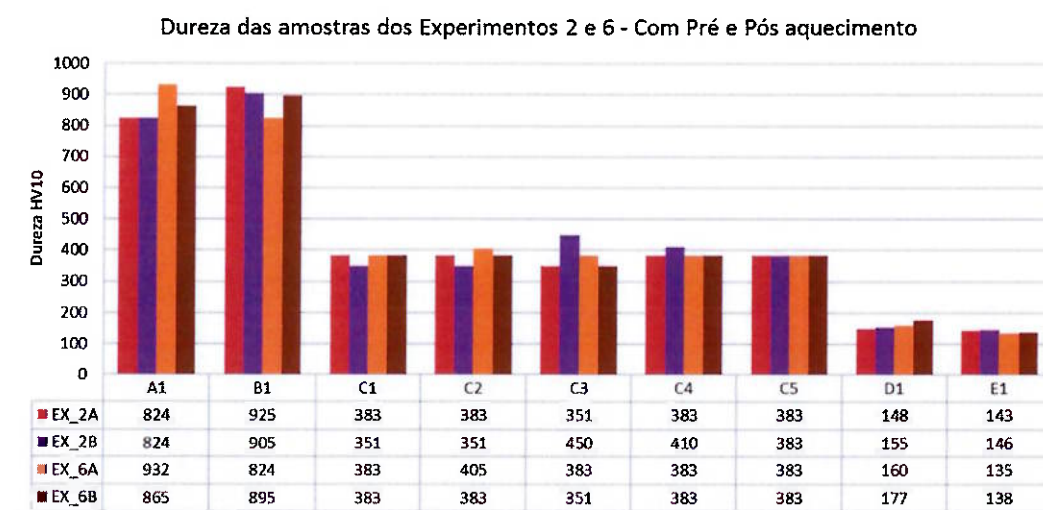


Figura 5.25 – Medidas de dureza dos experimentos 2 e 6, soldados com pré e pós-aquecimento.

Para soldagem sem pré e pós-aquecimento a diferença de dureza entre as amostras soldadas com E7108 e E312-16 foi pequena. Pela Figura 5.24 é possível observar essa constância.

Já a Figura 5.25, mostra que o efeito do pré e pós-aquecimento na soldagem com E312-16 reduziu mais a dureza na ZAC da chapa inferior (ponto B1), o que pode ter sido fundamental para menor quantidade de trincas nessa região desses experimentos. Tal diferença pode estar relacionada com a diferença do calor específico volumétrico dos consumíveis que para E312-16 é maior.

CONCLUSÕES.

O resultado de todos os experimentos comprovou que o material tem soldabilidade extremamente baixa. Mesmo com todas as variações testadas não foi possível um cordão sem trinca. Apesar disso, alguns cordões apresentaram apenas trincas transversais e não se destacaram, alcançando parte da proposta deste trabalho.

Além das características do revestimento duro resistente ao desgaste como alto teor de elementos de liga e alta dureza que são fatores geradores de baixa soldabilidade, o tipo de junta, a irregularidade das superfícies e o processo manual em campo se mostraram também fatores críticos geradores de trincas e conseqüentemente redução de soldabilidade.

Todas as trincas já existentes no revestimento duro da chapa inferior, próximas aos cordões executados, influenciaram diretamente no resultado e na quantidade de trincas finais. Em todos os experimentos as trincas existentes aumentaram de espessura e se propagaram para o cordão ou pela região próxima a ele.

A soldagem na mesma direção que os cordões do revestimento duro da chapa gerou trincas longitudinais no centro e bordas dos cordões nas amostras soldadas com E7018, E309-17 e nos cordões de maior comprimento soldados com E312-16 com pré e pós-aquecimento.

Todos os experimentos soldados com E309-17 trincaram longitudinalmente no cordão e destacaram. Já os experimentos soldados com E312-16 e E7018 apresentaram cordões sem trincas longitudinais.

A utilização de pré-aquecimento a 200°C e pós-aquecimento a 200°C por 40 minutos aumentou a ZAC e gerou um aumento e propagação de trincas existentes no revestimento, fora do cordão de solda. Porém, nos cordões a quantidade de trinca diminuiu nas amostras soldadas com E312-16.

A diluição do E7018 e E312-16 com o metal duro do revestimento de desgaste foi boa em todas as amostras e não houve falta de fusão em nenhuma.

As análises de defeitos realizadas pelo ensaio visual e também pelas macrografias mostrou que o melhor resultado obtido foi com a soldagem utilizando o consumível E312-16, com pré e pós-aquecimento e com cordões de aproximadamente 40mm de comprimento.

Apesar não existir nenhuma norma específica para a soldagem desses materiais sabe-se que com os resultados obtidos não seria possível qualificar em nenhuma norma existente. Porém, a melhor configuração identificada servirá de orientação dessa prática já existente de reparo paliativo.

SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS.

- 1- Avaliação detalhada das trincas de duas chapas de desgaste bi-metálicas de 10 e 5 mm de revestimento antes e depois da soldagem sobreposta utilizando o consumível E312-16.
- 2- Estudo comparativo de soldagem de aço carbono ASTM A-36 com revestimento duro de chapa de desgaste com cordões de 20, 40 e 60 mm de comprimento utilizando consumíveis E312-16 e E6013.
- 3- Soldagem de chapa de aço carbono ASTM A-36 sobre o revestimento duro de carboneto de cromo e nióbio com acabamento usinado.
- 4- Soldagem de chapa de aço carbono ASTM A-36 sobre o revestimento duro de carboneto de cromo e nióbio com 5 mm de espessura.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS:

1. DAVIES, V. H.; BOLTON, L. A. Welding, Surfacing and Hardfacing. The Welding Institute, Londres, Inglaterra. Cap. 2. 1980.
2. Davis, J.R. Surface engineering for corrosion and wear resistance. ASM International, 2001. Materials Park, Ohio, EUA. 2001.
3. GAHR, K. H. Z. Microstructure and Wear of Materials. Elsevier. 1987.
4. BULLOCH, J. H. Some Considerations of Wear and Hardfacing Materials.
5. Deutsche Institute fur Norkoung; DIN 50320; Wear - Terms - Systems Analysis of Wear Processes - Classification of the Field of Wear, part 2, 3, 4. 1979.
6. BOOTH, P. F. Metals in Mining – Wear in Mining Industry, Metals Australia Vol.9, p. 7-9. 1977.
7. MANG, T.; BOBZIN, K.; BARTELS, T. Industrial Tribology: Tribosystems, Friction, Wear and Surface Engineering, Lubrication. Weinheim, Alemanha. 1ª Edição. 2011.
8. HUTCHINGS, I. M. A. Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials. Londres: Edward Arnol, 1ª edição, 5ª impressão. 1999.
9. WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELO, F. D. H. Soldagem: Processos e Metalurgia. São Paulo: Edgar Blücher, 1995.
10. BHUSHAN, B.; GUPTA, B.K. Handbook of Tribology: Materials, Coatings and Surface Treatment. McGraw-Hill, Nova Iorque. 1991.
11. HENDERSON, J. L.; BULLOCH J. H. Alloy Classification of hardfacing Materials: Int. J. Pres. Ves. & Piping, V-47, p. 127-158. 1991.
12. BUDINSKI, K. G. Friction, Wear, and Erosion Atlas. EUA. Novembro 2013

13. KOTECKI, D.J. & OGBORN, J.S. Abrasion Resistance of Iron-Based Harfacing Alloys. 74(8): 269-278. Welding Journal. EUA. 1995.
14. CHATTERJEE, S.; PAL, T.K. Wear Behaviour of Hardfacing Deposits on Cast Iron. Wear. 255 p. 417-425. 2003.
15. SHARPLES, R. V.; GOOCH T. G. Effect of Welding Variables on Cracking in Cobalt-Based SMA Hardfacing Deposits. AWS - Welding Journal s195. 1992.
16. POLIDO, R. S.; GALLEGO, Juno. Estudo da microestrutura de revestimento duro aplicado nos equipamentos da indústria sucroalcooleira sujeito ao desgaste abrasivo. CIC – Congresso de Iniciação Científica da Unesp – São Paulo. 2006.
17. MELLO, R.S.T. Desenvolvimento de fluxos para depósitos duros soldados por arco submerso de ligas Fe-C-Cr Resistentes ao desgaste a baixas tensões. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal do Rio de Janeiro. 1997.
18. GREGOLIN, J.A.R. Desenvolvimento de ligas Fe-C-Cr-(Nb) resistentes ao desgaste. Campinas: Universidade Estadual de Campinas, 1990, p.228 Tese (Doutorado) - Faculdade de Engenharia de Campinas/UNICAMP. 1990.
19. ROSAS, E. Materiales de Soldadura para Recubrimientos Duros. Esab, Argentina. 1998.
20. LEITE, R. V. de M. Estudo comparativo entre ligas resistentes ao desgaste abrasivo, aplicadas por soldagem, em chapas metálicas para fabricação de placas anti desgaste. 2008.
21. DAVIES, V. H.; BOLTON, L. A. The Mecanism of Wear. Welding Surfacing and Hardfacing, p. 4-10. 1980.

22. FIORI, N. F. et al. The Effect of Carbide Volume Fraction on Low Stress Abrasion Resistance of High Cr-Mo White Cast Irons. *Wear*. 84, p. 313-325. 1983.
23. GREGORY, E. N. Selection of Materials for Hardfacing. *Welding Surfacing and Hardfacing*. The Welding Institute. 88p. Dezembro, 1980.
24. SCANDELLA, F.; SCANDELLA, R. Development of hardfacing material in Fe-Cr-Nb-C system for use under highly abrasive conditions. Volume 20, Issue 1 - pp. 93-105. Janeiro, 2004.
25. E.O. Correa, N.G. Alcântara, L.C. Valeriano, N.D. Barbedo, R.R. Chaves. The effect of microstructure on abrasive wear of a Fe–Cr–C–Nb hardfacing alloy deposited by the open arc welding process. *Surface and Coatings Technology* 276, 479-484. 2015.
26. ESAB. Repair and Maintenance Welding Handbook. 2a Edição.
27. VALE S.A. Relatório de modificação de campo. Arquivo Técnico do Porto de Tubarão. Vitória-ES. 2014.
28. AWS. Welding Handbook; Welding Technology. Miami. American Welding Society, 8ªed. V1: p.223-264. 1987.
29. LIPPOLD, J. C.; KOTECHI, D. J. *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*. New York: John Wiley & Sons, 2005.
30. DA SILVA, B. M. Alívio de tensões residuais em juntas soldadas de caixa espiral de turbina, 2005. 40-61 p. Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá. 2005.
31. BRANDI, S. D. Notas de aula do curso de Especialização em Engenharia de Soldagem – PECE/POLI – Universidade de São Paulo. São Paulo. 2014.

32. AGGEN, G.; AKSTENS, Frank W.; ALLEN, C. Michael; AVERY, H. S.; BABU, P.; BAYER, Alan M.; BELLO, Felix; BHAT, Shrikan P; AMERICAN SOCIETY FOR METALS INTERNATIONAL. ASM Handbook: Volume 6: Welding, Brazing, and Soldering. USA: ASM International. 1998.
33. Weld Cracking – An Excerpt from The Fabricators' and Erectors' Guide to Welded Steel Construction. The James F. Lincoln Arc Welding Foundation. Disponível em: <http://www.lincolnelectric.com/en-us/support/process-and-theory/Pages/weld-cracking-detail.aspx> - Acessado em: 06/12/2015.
34. BARSOU, Z. Residual stress analysis and fatigue of multi-pass welded tubular structures. Volume 15, Issue 7, Pages 863–874 Engineering failure analysis – Elsevier. 2008.
35. MARQUES, P. V. Tecnologia da soldagem. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais, Departamento de Engenharia Metalúrgica, p. 77-81. 1991.
36. DA SILVA, B. M. Alívio de tensões residuais em juntas soldadas de caixa espiral de turbina, 2005. 40-61 p. Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá. 2005.
37. COFINO, R. C. Analise das tensões residuais em uma junta soldada em condição overmatch. 20-30 p. Trabalho de Conclusão de Curso - Centro Universitário da FEI (Graduação). São Bernardo do Campo. 2010.
38. SOARES, H. C. G. Estudo de sequência de soldagem para redução e eliminação de distorções. 18-39 p. Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal de Minas Gerais , Faculdade de Engenharia Mecânica. Belo Horizonte. 2006.

39. MASUBUCHI, K. Analysis of Welded Structures. Residual Stress and Distortion and Their Consequences. Pergamon Press, Oxford, Nova Iorque. 1980.
40. MASUBUCHI, K. Research activities examine residual stresses and distortion in welded structures. Welding Journal, Cambridge, Mass., p.41 – 47. Dez. 1991.
41. HEMOSWORTH, B.; BONISZEWSKI, T.; EATON, N.F. Classification and definition of high temperature welding cracks in alloys. Metal Construction and British Welding Journal, Fev. 1969.
42. LIDA, K.; McEVILY, A. J. Advanced materials for severe service applications - Welding of Materials for Use in Severe Service Conditions P. 33-50. F. Matsuda. Elsevier, London, 1987.
43. Prokhorov NN, Prokhorov NN. Fundamentals of the theory for technological strength of metals while crystallising during welding. Transactions of the Japan Welding Society 2(2), 205-213, 1971-09.
44. HEMOSWORTH, B. et al. Classification and definition of high temperature welding cracks in alloys; Met. Constr. & Brit. Welding Journal, 1(2): S-16, Feb. 1967.
45. BONISZEWSKI, T; BAKER, R. G. Burning and hot tearing in the weld heat affected zone of ferritic steel; JISI, 202(11), 921-928, Nov. 1964.
46. ALCÂNTARA, N. G. Trincas a Frio Causadas pelo Hidrogênio - Problemas e Soluções. In.: Simpósio de Tecnologia de Soldagem da Região Sul, 1 Porto Alegre - RS, 22-26 set., p. 31-50, Anais. 1986.

47. DUPONT, J.N.; LIPPOLD, J.C., KISER, S.D. Welding Metallurgy and Weldability of Nickel Base Alloys. Hoboken, NJ: Wiley and Sons, p 138–142. 2009.
48. BÖLLINGHAUS, T.; HEROLD, H. Hot cracking phenomena in welds. Vol.1. Springer. 2005.
49. THREADGILL, P. L. Avoiding HAZ defects in welded structures. Metals Mater. July, 1985: 422–429.
50. YATAKE, T.; YURIOKA, N. Studies of delayed cracking in steel weldments (Report 3). Journal of the Japan Welding Society (JWS) 50 (1981) 3. pp. 291–296.
51. GRAVILLE, B.A. A survey review of weld metal hydrogen cracking. Welding in the World 24 (1986) 9/10, pp. 190–199.
52. LIMA, A. C.; FERRARESI, V. A. Análise da resistência ao desgaste de revestimento duro aplicado por soldagem em facas picadoras de cana-de-açúcar. Soldagem & Inspeção ISSN 0104-9224 (Impr.) vol.15 no.2 São Paulo. Abril./Junho 2010.
53. AÇOS. Centro Brasileiro da Construção em Aço. Disponível em: <http://www.cbca-acobrasil.org.br/site/construcao-em-aco-acos-estruturais.php>
Acessado em: 25 de setembro de 2015
54. SPECIFICATION For Specification for Carbon Steel Electrodes for Shielded Metal Arc Welding: A5.1/A5.1M-36. American Welding Society. Miami. 2002.
55. SPECIFICATION For Stainless Steel Electrodes for Shielded Metal Arc Welding: A5.1/A5.1M-36. American Welding Society. Miami. 2002.

56. CATÁLOGO de equipamentos para soldagem e corte plasma. Castolin Eutectic. Eutectic do Brasil Ltda. São Paulo – SP. Disponível em: <http://www.eutectic.com.br/catalogos.html>. Acessado em: 31 de outubro de 2015.
57. CALLISTER, W. D. Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução. John Wiley & Sons, Inc., 2002.