

ANÁLISE MICROESTRUTURAL DE JUNTA SOLDADA DE AÇO BAIXA LIGA

Roberto dos Santos Bueno

Projeto de fim de curso submetido ao corpo docente da coordenação do curso de graduação em engenharia da Universidade Federal do Rio de Janeiro como parte dos requisitos necessários para a obtenção da graduação em Engenharia Metalúrgica.

Aprovado por:

Prof. João da Cruz Payão Filho, Dr.-Ing.

Prof. Dilson Silva dos Santos, D.Sc.

Eng. Kioshy de Assis, Eng.

Rio de Janeiro, RJ – Brasil.
Novembro 2010.

Bueno, Roberto dos Santos

Análise microestrutural de junta soldada de aço baixa

[Rio de Janeiro] 2010

Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2010

Projeto de Fim de Curso

– Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE

1. Aço SAE 4130

2. Análises Metalográficas

3. Perfil de Microdureza

I. COPPE/ UFRJ

À minha mãe, Sonia Regina dos Santos Bueno, que
com amor e dedicação, sempre me apoiou e
incentivou

Agradecimentos

Meus sinceros agradecimentos:

A Deus, por tudo que consegui na minha vida;

Ao meu orientador João Payão pela oportunidade de realização do projeto e de seus ensinamentos passados;

Ao departamento de Engenharia Metalúrgica da UFRJ;

Ao laboratório LNDC pelo suporte que me foi oferecido para realização do projeto.

Aos meus grandes amigos e companheiros do LNDC: Felipe Parmagnani, Kioshy de Assis, Rafael Gama, Flávio Vasques, entre outros. Muito obrigado pela amizade verdadeira e pela ajuda na parte técnica;

Aos amigos do meu estágio na Eletronuclear que, como engenheiros metalúrgicos formados, me ajudaram muito nesse projeto;

Ao meu pai Jorge Bueno;

Aos meus avós;

Ao meu irmão Henrique Bueno;

Aos meus familiares;

À minha companheira Aline Silveira pelo amor, carinho e por ter me acompanhado durante essa trajetória da minha vida;

Aos meus grandes amigos: Leandro Mazzei, Daniel Barcellos, Pedro Müri, Ricardo Cordeiro, Pedro Solano, Igor Nielsen, Arthur Oliveira, Felipe Salvio e todos os amigos de turma;

Obrigado por tudo.

SUMÁRIO

ÍNDICE

LISTA DE FIGURAS

LISTA DE TABELAS

1. Introdução.....	1
2. Revisão Bibliográfica.....	3
2.1- Metalurgia Física do Aço SAE 4130	3
2.1.1- Influência dos Elementos de Liga	3
2.2- Metalografia	5
2.2.1- Constituintes do Metal de Solda.....	7
2.2.2-Microestrutura da Zona Fundida em Solda de Vários Passes	12
2.2.3- Microestrtrura da Zona Afetada pelo Calor.....	13
3. Materiais e Métodos	16
3.1- Material	16
3.2- Métodos.....	16
3.2.1- Processo e Procedimentos de Soldagem	16
3.2.1.1- Procedimentos de Retrabalho do Cordão de Solda	17
3.3- Microscopia Quantitativa	19
3.3.1- Medidas de Fração Volumétrica	19
3.3.1.1- Análise Quantitativa dos Constituintes no Metal de Solda.....	20
3.3.1.2- Medidas de Tamanho de Grão	21

3.4- Microscopia Eletrônica de Varredura	22
3.5- Dureza Vickers	23
3.6- Caracterização das Inclusões Não Metálicas	25
4. Resultados	26
4.1- Análise Metalográfica	26
4.1.1- Constituintes Presentes no Metal de Solda	26
4.1.2- Análise Quantitativa dos Constituintes no Metal de Solda	28
4.1.3- Porcentagem Microconstituente A-M no Metal de Solda.....	36
4.1.4- Análise Qualitativa da ZAC	38
4.1.5- Análise no MEV	49
4.1.6- Inclusões Não Metálicas	50
4.1.7- Tamanho de Grão	63
4.2- Dureza Vickers	66
5. Conclusão	73
6. Referências Bibliográficas	74

Lista de Figuras

Figura 1.1: Berço do motor da aeronave T27-Tucano.....	2
Figura 2.1: Diagrama esquemático de transformação da austenita sob resfriamento contínuo (CCT), indicando as possíveis microestruturas em função da velocidade de resfriamento do metal de solda.	6
Figura 2.2: Diferentes regiões da ZAC.....	15
Figura 3.1: Microdureza na ZAC.	23
Figura 3.2: Ensaio de microdureza na ZAC.	24
Figura 4.1: Micrografia dos constituintes no metal de solda.....	27
Figura 4.2: Porcentagem de constituintes no metal de solda da amostra de 0 retrabalho (Procedimento A).	28
Figura 4.3: Porcentagem de constituintes no metal de solda da amostra de 1 retrabalho (Procedimento A).	29
Figura 4.4: Porcentagem de constituintes no metal de solda da amostra de 2 retrabalhos (Procedimento A).	29
Figura 4.5: Porcentagem de constituintes no metal de solda da amostra de 3 retrabalhos (Procedimento A).	30
Figura 4.6: Porcentagem de constituintes no metal de solda da amostra de 4 retrabalhos (Procedimento A).	30
Figura 4.7: Porcentagem de constituintes no metal de solda da amostra de 0 retrabalho (Procedimento B).....	31
Figura 4.8: Porcentagem de constituintes no metal de solda da amostra de 1 retrabalho (Procedimento B).....	31

Figura 4.9: Porcentagem de constituintes no metal de solda da amostra de 2 retrabalhos (Procedimento B).....	32
Figura 4.10: Porcentagem de constituintes no metal de solda da amostra de 3 retrabalhos (Procedimento B).....	32
Figura 4.11: Micrografia do metal de solda das amostras (Procedimento A).....	34
Figura 4.12: Micrografia do metal de soldas das amostras (Procedimento B).....	35
Figura 4.13: Porcentagem de microconstituintes A-M no metal de solda (Procedimento A).....	36
Figura 4.14: Porcentagem de microconstituintes A-M no metal de solda (Procedimento B).....	37
Figura 4.15: Micrografia do microconstituintes A-M no metal de solda na amostra de 2 retrabalhos (Procedimento B).....	37
Figura 4.16: Micrografia feita no MEV do microconstituintes A-M no metal de solda na amostra de 2 retrabalhos (Procedimento B).....	38
Figura 4.17: Micrografia da ZAC da amostra de 0 retrabalho (Procedimento A).....	40
Figura 4.18: Micrografia da ZAC da amostra de 1 retrabalho (Procedimento A).....	41
Figura 4.19: Micrografia da ZAC da amostra de 2 retrabalhos (Procedimento A).....	42
Figura 4.20: Micrografia da ZAC da amostra de 3 retrabalhos (Procedimento A).....	43
Figura 4.21: Micrografia da ZAC da amostra de 4 retrabalhos (Procedimento A).....	44
Figura 4.22: Micrografia da ZAC da amostra de 0 retrabalho (Procedimento B).....	45
Figura 4.23: Micrografia da ZAC da amostra de 1 retrabalho (Procedimento B).....	46
Figura 4.24: Micrografia da ZAC da amostra de 2 retrabalhos (Procedimento B).....	47
Figura 4.25: Micrografia da ZAC da amostra de 3 retrabalhos (Procedimento B).....	48

Figura 4.26: Micrografia feita no MEV de uma ferrita de segunda fase alinhada no metal de solda da amostra de 0 retrabalhos (Procedimento A).....	49
Figura 4.27: Micrografia feita no MEV do metal de solda da amostra de 3 retrabalhos (Procedimento A).....	49
Figura 4.28: . Figura 4.28 – Micrografia feita no MEV da ZAC da amostra de 3 retrabalhos (Procedimento A).....	50
Figura 4.29: Micrografia do metal de base.....	50
Figura 4.30: Micrografia do metal de solda.....	51
Figura 4.31: Gráfico comparando a porcentagem de inclusões não metálicas (Procedimento A).....	53
Figura 4.32: Gráfico comparando a porcentagem de inclusões não metálicas (Procedimento B).....	53
Figura 4.33: Micrografia do metal de base da amostra de 1 retrabalho (Procedimento A)...	54
Figura 4.34: Micrografia do metal de base da amostra de 1 retrabalho (Procedimento B)...	59
Figura 4.35: Gráfico do tamanho de grão no metal de base das amostras (Procedimento A).....	64
Figura 4.36: Gráfico do tamanho de grão na ZAC de grãos grosseiros das amostras (Procedimento A).....	65
Figura 4.37: Gráfico do tamanho de grão no metal de base das amostras (Procedimento B).....	65
Figura 4.38: Gráfico do tamanho de grão na ZAC de grãos grosseiros das amostras (Procedimento B).....	66
Figura 4.39: Perfil de dureza da amostra de 0 retrabalho (Procedimento A).....	67
Figura 4.40: Perfil de dureza da amostra de 1 retrabalho (Procedimento A).....	67

Figura 4.41: Perfil de dureza da amostra de 2 retrabalhos (Procedimento A).....	68
Figura 4.42: Perfil de dureza da amostra de 3 retrabalhos (Procedimento A).....	68
Figura 4.43: Perfil de dureza da amostra de 4 retrabalhos (Procedimento A).....	69
Figura 4.44: Perfil de dureza da amostra de 0 retrabalho (Procedimento B).	69
Figura 4.45: Perfil de dureza da amostra de 1 retrabalho (Procedimento B).	70
Figura 4.46: Perfil de dureza da amostra de 2 retrabalho (Procedimento B).	70
Figura 4.47: Perfil de dureza da amostra de 3 retrabalho (Procedimento B)	71
Figura 4.48: Microdureza dos constituintes.	71

Lista de Tabelas

Tabela 2.1: Composição química do aço SAE 4130.	3
Tabela 3.1: Espessura das amostras.....	18
Tabela 4.1: Porcentagem de constituintes no metal de solda das amostras.....	28
Tabela 4.2: Porcentagem de microconstituente A-M nas amostras.	36
Tabela 4.3: Porcentagem de inclusões não metálicas nas amostras	52
Tabela 4.4: Tamanho de grão das amostras.....	64

1. Introdução:

A partir do momento em que o mundo avança em termos de globalização, a aviação vai crescendo em ritmo acelerado, junto a esse crescimento, a sua segurança vem recebendo uma atenção cada vez maior. Erros em operação de manutenção, especificamente, têm resultados em acidentes trágicos e muitas vezes fatais.

Para diversos modelos de aeronaves, um componente específico, é muito importante, este é conhecido como “berço-de-motor”. Esse componente apresenta uma geometria complexa, envolvendo junções de diferentes tubos e em vários ângulos, por soldagem.

Durante o voo, um avião está sujeito a cargas repetidas das mais variadas grandezas e frequências. As condições de operação envolvem decolagem e aterrissagem a altas cargas e voo em alta velocidade. O avião hoje projetado é o resultado de critérios de cálculos em que são analisadas não só a resistência da estrutura, mas também a extensão de sua vida. O “berço-de-motor” de aviões é um componente de alta responsabilidade e submetido a carregamentos complexos, cujas fraturas ocasionadas por fadiga são constantemente constatadas. Devido a sua característica, os “berços” de aeronaves monomotores são definidos como críticos à segurança de voo e sua fratura provoca a perda do controle de voo, podendo ocasionar acidentes fatais (NASCIMENTO, 2004)

Fabricados a partir de tubos do aço ABNT 4130, o “berço-de-motor” tem nas operações de solda, durante sua fabricação ou manutenção, o processo que necessita mais análises e cuidados. Assim, as normas da aeronáutica aplicadas a este, são extremamente rigorosas em relação à qualidade da solda, que deve ser inspecionada em 100% e cujo índice de defeitos obrigatoriamente tem de ser ‘zero’.

O presente estudo tem como objetivo analisar os efeitos das sucessivas operações de reparos por soldagem TIG na integridade estrutural do aço ABNT 4130, Para alcançar o objetivo, foi feito a caracterização microestrutural das amostras através de microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura, além de realizar ensaio de dureza. Para tal estudo, foram utilizados dois procedimentos de soldagem distintos, e para cada procedimento, foram utilizados corpos de prova de até quatro retrabalhos.



Figura 1.1 – Berço do motor da aeronave T-27-Tucano

2. Revisão Bibliográfica

2.1 Metalurgia Física do Aço SAE 4130

O aço SAE 4130 é um aço cromo-molibdênio, que é, em geral de utilização às suas práticas bem estabelecidas de tratamento térmico e técnicas de processamento.

Este é denominado uma “liga de aço de baixo carbono”. Onde o ‘30’ em ‘4130’ representa um valor de 0,30 por cento do teor de carbono. É um valor geral de corte para a soldabilidade. Ligas com mais carbono do que 0,30 por cento não são tão facilmente soldáveis.

Além disso, o aço 4130 possui uma resistência à tração de 90-95 ksi.

Elemento	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	V
	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)
Teor	0,28/0,33	0,40/0,60	0,03 max	0,04 max	0,15/0,35	-	0,80/1,10	0,15/0,25	-

Tabela 2.1 – Composição química do aço SAE 4130

2.1.1 Influências dos Elementos de Liga

Através da composição química dos aços, podemos ter diferentes propriedades mecânicas, isso se deve a influência dos elementos de liga, já que cada um tem sua particularidade, como abaixo veremos.

O carbono atua no sentido de proporcionar um aumento de resistência e aumenta também a temperabilidade do aço em temperatura ambiente, porém, a soldabilidade e a tenacidade são reduzidas. Para aços-cromo, a quantidade de carbono geralmente não ultrapassa 0,15%. Apesar de aumentar o limite de resistência à tração, o carbono não promove um aumento significativo da resistência à fluência em temperaturas acima de 540°C devido ao processo de esferoidização dos carbonetos nessas temperaturas (ASM METALS HANDBOOK, 1990).

O manganês é usado para reforçar o papel do nitrogênio em aumentar a resistência dos aços carbono sob altas temperaturas. Ele também aumenta a temperabilidade do aço e através da dispersa formação de sulfetos de manganês, previne a fragilização a quente (ASM METALS HANDBOOK, 1990).

Os elementos fósforo e enxofre se tornam indesejáveis pelo fato que ambos reduzem a ductilidade do aço em altas temperaturas (ASM METALS HANDBOOK, 1990).

O cromo em pequenas quantidades (~0,5%) é um elemento formador e estabilizador de carbeto e em grandes quantidades ele aumenta a resistência à corrosão dos aços. Embora aumentando a quantidade de cromo não ocorra um aumento na resistência à deformação em alta temperatura, este elemento realça a resistência à fluência. Quando é adicionado em aços molibdênio, o cromo normalmente promove alguma redução na resistência à fluência. O cromo aumenta a temperabilidade aos aços, reduz a velocidade crítica de resfriamento, de modo que a têmpera de aços com teores elevados de cromo seja feita preferencialmente em óleo ou ar. A adição de cromo torna mais fina a granulação dos aços, aumentando desse modo a sua resistência (ASM METALS HANDBOOK, 1990).

Molibdênio se torna um elemento de liga essencial nos aços ferríticos pelo fato que em temperaturas acima de 450°C (840°F) é necessário ter uma ótima resistência à fluência.

Mesmo quando adicionado em pequenas quantidades (0,1 a 0,5%), o molibdênio aumenta a resistência à deformação destes aços sob elevadas temperaturas (ASM METALS HANDBOOK, 1990).

Com o aumento do teor de molibdênio para cerca de 1%, pode ser obtido um aumento da resistência à fluência, porém a ductilidade a ruptura é significativamente reduzida. O molibdênio é um elemento estabilizador de carbeto e previne o processo de grafitação. Em quantidades de 0,5% ou menos, minimiza a fragilização por revenido (ASM METALS HANDBOOK, 1990).

Nióbio e vanádio são adicionados para melhorar as propriedades de resistência. Eles também são usados para melhorar a resistência ao ataque de hidrogênio, porém, a adição desses elementos pode provocar fissuração a quente (ASM METALS HANDBOOK, 1990).

O uso de vanádio nos aços eleva a temperatura de crescimento do grão da austenita, promovendo o refino de grão. É um excelente desoxidante. A adição de vanádio melhora as características de forjamento e usinagem dos aços, à medida que causa insensibilidade ao superaquecimento. O emprego de teores elevados de vanádio deve ser acompanhado por um aumento do teor de carbono, devido à formação de carbonetos (ASM METALS HANDBOOK, 1990).

2.2 Metalografia

Do ponto de vista metalúrgico, soldagem é uma operação complexa, tendo em vista que as transformações ocorrem com o aço no estado sólido durante o aquecimento e resfriamento. Na verdade, o ciclo térmico de soldagem não é muito comum quando comparado com os tratamentos térmicos usuais, no qual a taxa de aquecimento é elevada e

o tempo de tratamento é curto, o que leva o metal de solda a elevadas temperaturas, tornando o metal de solda um local com um elevado gradiente térmico.

Para melhor visualizar as influências desta característica é necessária a utilização de um diagrama de transformação de fases sob resfriamento contínuo (CCT).

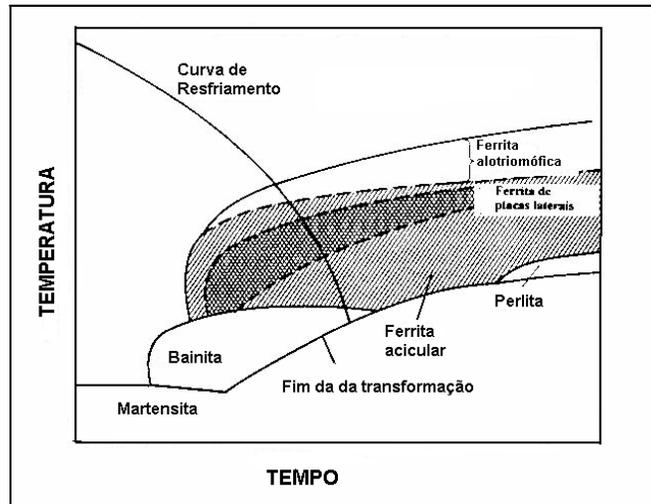


Figura 2.1 – Diagrama esquemático de transformação da austenita sob resfriamento contínuo (CCT), indicando as possíveis microestruturas em função da velocidade de resfriamento do metal de solda

Devemos lembrar que a curva de resfriamento contínuo é particular para cada tipo de aço. Por exemplo, quanto maior o teor de carbono e de elementos de ligas, mais para a direita a curva se desloca, facilitando assim a têmpera.

Para identificar os constituintes formados depois do resfriamento nas juntas soldadas, utilizamos o recurso da microscopia ótica (MO). A caracterização dos constituintes baseia-se na identificação da forma, distribuição, tamanho e coloração das fases. Com a resolução fornecida pela microscopia ótica, foram identificadas e propostas as terminologias correntes para o caso dos aços C-Mn baixa liga, sendo essa técnica muito útil e razoável no

fornecimento de subsídios para o estabelecimento da relação entre microestrutura e propriedades mecânicas.

Contudo, nem sempre é possível a identificação do constituinte através da microscopia ótica, neste caso, faz-se uso da microscopia eletrônica de varredura (MEV). Este é usado, principalmente, quando se faz necessária a identificação de detalhes microestruturais mais finos. Assim, a microscopia ótica (MO) complementada pela microscopia eletrônica de varredura (MEV) tem sido empregada satisfatoriamente na identificação dos constituintes microestruturais tanto no metal de solda (MS) quanto na zona afetada pelo calor (ZAC).

2.2.1 Constituintes do Metal de Solda

Para os aços com baixo teor de carbono e baixa liga, a poça de fusão solidifica-se inicialmente como ferrita, podendo sofrer uma reação peritética com a formação de austenita. Durante o resfriamento, a ferrita remanescente transforma-se em austenita. Esta, em função das elevadas temperatura, sofre um grande crescimento de grão, tendendo a apresentar uma estrutura de grãos colunares e grosseiros, similar à estrutura original de fusão da zona fundida. Em temperaturas mais baixas, inferiores a 900°C, a austenita se decompõe, resultando em diferentes produtos ou constituintes.

Assim, a microestrutura da zona fundida do metal de solda baixo carbono e baixa liga é resultado do crescimento epitaxial colunar do metal de solda solidificado, sendo influenciada pelo estado inicial da austenita (composição, tamanho de grão, micro-segregações e estado de deformações), das condições de aquecimento e resfriamento, bem como do efeito dos elementos de liga.

Em uma solda em um só passe, a microestrutura da zona fundida será formada pelos produtos da decomposição da austenita em ferrita durante o ciclo de resfriamento contínuo, sendo que a ferrita assume diferentes morfologias, algumas de grande semelhança. Em soldas multipasse, a microestrutura será ainda mais complexa, sendo formada por regiões reaquecidas e alteradas pelos ciclos térmicos dos passes seguintes e por regiões que permaneceram basicamente inalteradas. As características desta microestrutura, tanto em escala microscópica como em escala submicroscópica, são fundamentais na determinação das propriedades finais da zona fundida.

As fases resultantes da decomposição da austenita são basicamente: ferrita, cementita e martensita. Além destas, pequenas quantidades de austenita podem permanecer inalteradas (austenita retida) e diferentes precipitados (outros carbonetos, nitretos, etc.) e inclusões podem existir. Estas fases podem aparecer na forma de diferentes constituintes, nem sempre de fácil identificação, a qual é ainda mais dificultada pela grande diferença de aparência destes constituintes em relação aos do metal base, com os quais os técnicos estão, em geral, mais habituados. Estas dificuldades causaram, há algumas décadas, a proliferação de terminologias diferentes e conflitantes para descrever a microestrutura do metal de solda. Há cerca de 20 anos, o Instituto Internacional de Soldagem (IIW) desenvolveu um sistema de classificação para os constituintes do metal de solda, baseado na sua observação com o microscópio ótico, que se tornou o mais aceito atualmente. Segundo este sistema, os constituintes mais comuns da zona fundida podem ser classificados como (MODENESI, 2004):

- ferrita de contorno de grão – PF(G);
- ferrita poligonal intragranular – PF(I);

- ferrita com segunda fase alinhada – FS(A);
 - ferrita com segunda fase não alinhada – FS(NA);
 - ferrita acicular – FA;
 - agregado ferrita-carbeto – FC;
 - martensita – M
- Ferrita de contorno de grão – PF(G): É o primeiro constituinte que se forma pela decomposição da austenita de cristais de ferrita que nuclearam nos contos de grão austeníticos, em elevadas temperaturas de transformação (800-850°C).
- Ferrita poligonal intragranular – PF(I): Se a austenita tiver um tamanho de grão muito maior que a ferrita que está sendo formada nos seus contornos e houver sítios para nucleação intragranular, grãos de ferrita podem ser formados no interior da austenita.
- Ferrita com segunda fase alinhada – FS(A): Esta engloba constituintes que tendem a apresentar uma aparência muito similar quando são observados por microscopia ótica. Destacam-se uma forma de ferrita pró-eutetóide que se forma a temperaturas mais baixas que os constituintes discutidos anteriormente e se constitui de placas que nucleiam nos contornos de grão da austenita e crescem ao longo de planos bem definidos dentro destes grãos. Este constituinte pode iniciar o seu crescimento diretamente do contorno de grão da austenita ou a partir de grãos de ferrita de contorno de grão formados anteriormente.

Esta estrutura é favorecida por um maior tamanho de grão da austenita, por teores de carbono intermediários (entre 0,2 e 0,4%) e, principalmente, por um super-resfriamento, em relação à temperatura A3, maior do que o associado com a formação do constituinte

anterior. Forma grãos relativamente grosseiros que apresentam pequena diferença de orientação cristalina entre si. Estas características e a presença de filmes de constituintes ricos em carbono e frágeis em seus contornos fazem com que esta forma de ferrita seja considerada de características pouco desejadas na zona fundida de soldas que devam apresentar uma elevada tenacidade. São facilmente observadas pelo microscópio ótico.

- Ferrita de segunda fase não alinhada – FS(NA): Segundo o IIW, a FS(NA) é formada por ferrita envolvendo completamente ou “microfases” (carbonetos ou o constituinte AM – austenita-martensita) aproximadamente equiaxiais e distribuídas aleatoriamente ou grãos de ferrita acicular.

- Ferrita acicular – (FA): Corresponde ao tipo mais frequente de ferrita nucleada no interior dos grãos austeníticos, sendo formada a temperaturas tão baixas quanto aquelas de formação da bainita em aços baixo carbono e baixa liga resfriados continuamente. A ferrita acicular forma-se intragranularmente, nucleando-se de forma heterogênea em sítios como inclusões (ou próxima a estas), precipitados e outras irregularidades nos grãos austeníticos. Na zona fundida, a sua formação é favorecida pela presença de precipitados e, particularmente, de numerosas inclusões resultantes da presença de oxigênio, em geral, em teores superiores aos do metal base.

Esta forma de ferrita possui granulação muito fina e maior densidade de deslocamentos que as formas anteriores.

- Agregados ferrita-carboneto – FC: Incluem a perlita, a bainita inferior e o constituinte AM, que se formam durante a decomposição da austenita rica em carbono rejeitado pela ferrita transformada em elevadas temperaturas.

- Martensita – M: em aços com maior teor de carbono ou de outros elementos de liga e em soldagens com maior velocidade de resfriamento, a formação de ferrita pode ser parcial ou completamente suprimida, havendo a formação de uma estrutura predominantemente martensítica na zona fundida. Esta estrutura apresenta geralmente alta resistência mecânica e baixa tenacidade, particularmente em aços com teor de carbono mais alto.

Além dos constituintes mais conhecidos, citados acima, podemos citar outro de tamanha importância, neste caso, o microconstituente A-M. Este microconstituente nada mais é que, regiões de dimensões microscópicas presentes nos aços C-Mn e baixa liga, constituídas de células de austenita estabilizada. Da presença freqüente, e em teores elevados, de martensita nestas “ilhas” de austenita, decorre sua denominação Austenita-Martensita.

Os cordões de solda são constituídos de regiões com microestruturas no estado bruto de solidificação, onde a ocorrência do constituinte AM é bastante freqüente, sendo muitas vezes controladora da sua tenacidade. A presença deste microconstituente em altos teores, pode reduzir drasticamente a tenacidade da solda. Nas regiões dos cordões de solda que tenham sido reaquecidas a altas temperaturas quando ocorre a deposição dos passes de soldagem, o microconstituente A-M se decompõe em ferrita e carbeto, recuperando a tenacidade do cordão de solda.

Os mecanismos pelos quais o constituinte atua negativamente sobre a tenacidade dos aços não são ainda totalmente esclarecidos. É já aceito que a subestrutura do constituinte AM constituída de alta densidade de discordâncias e/ou maclas, lhe confere alta fragilidade e alta dureza (REBELLO *et al.*, 1996)

2.2.2 Microestrutura da Zona Fundida em Solda de Vários Passes

A discussão dos constituintes acima sofre alterações quando a soldagem ocorre com 1 ou mais passes. Cada passe, durante sua deposição, pode afetar termicamente os que já foram depositados anteriormente. A microestrutura das regiões adjacentes ao passe que está sendo depositado é alterada de forma similar à que ocorre na zona afetada pelo calor do metal de base. As regiões mais próximas serão aquecidas a temperaturas próximas da de fusão, sendo reaustenitizadas, sofrendo um forte crescimento e tendendo a perder o aspecto colunar típico que está associado com o processo de solidificação. No resfriamento, com a decomposição da austenita, microconstituintes similares aos existentes nas regiões não alteradas da zona fundida são novamente formados. Regiões reaquecidas, mas mais afastadas do cordão sendo depositado, não atingem temperaturas suficientemente elevadas para serem austenitizadas. Nestas regiões, ilhas de martensita poderão ser revenidas, carbonetos e outros constituintes poderão ser parcialmente esferoidizados e dependendo da composição química da solda fenômenos de precipitação e de coalescimento de precipitados poderão ocorrer. Todas estas alterações poderão afetar o comportamento mecânico e o desempenho geral da zona fundida (MODENESI, 2004).

2.2.3 Microestrutura da Zona Afetada pelo Calor

Diferentemente da zona fundida, na zona afetada pelo calor (ZAC) do metal de base não se pode mudar a composição química. Com isso, é recomendável a escolha de aços com teores de elementos de liga e carbono que atendam as necessidades do projeto.

Na ZAC há uma região que sofre crescimento de grão, o que aumenta a temperabilidade do aço, favorecendo a formação de microconstituintes formados em baixas temperaturas. Há também na ZAC outra região onde ocorre um refino do grão, nessa região ao contrário da região de crescimento do grão, a temperabilidade do aço diminui. Além dessas duas regiões existem outras onde as curvas de resfriamento contínuo são diferentes da curva do metal de base.

A ZAC pode ser dividida em 5 regiões, de acordo com a temperatura de pico (T_p) a que foi aquecida durante a soldagem. Cada uma dessas regiões possui características próprias, devido às alterações microestruturais ocorridas, principalmente em relação ao tamanho de grão da austenita prévia (SÁ, 1999).

a) Região Parcialmente Fundida: T_p em torno da temperatura de fusão (T_f) do aço.

b) Região de Crescimento de Grão: Este fenômeno ocorre na faixa de temperaturas entre 1.100°C e 1.500°C e é influenciado pela transformação de fase da ferrita para austenita, durante o aquecimento. Assim, acima da temperatura T_0 , a transformação da ferrita em martensita durante o aquecimento é massiva, já que esta pode ocorrer isenta de difusão. O crescimento de grão visto nesta região dependerá do tempo de permanência em temperatura acima de 1.300°C.

c) Região de Refino de Grão: Esta região está compreendida entre as faixas de temperatura de 1.100°C e 900°C. Nesta região, a transformação da ferrita para austenita gera uma deformação menor que a região anterior. Associada a temperatura e tempo menores, esta deformação se mostra insuficiente para que haja a cristalização primária. Logo, a austenita obtida através do aquecimento é recuperada e se transforma em ferrita e/ou perlita com pequeno tamanho de grão. Nesta região a ductilidade e a resistência são elevadas, conseqüentemente, esta região não é considerada problemática para a maioria dos aços, exceto para aqueles temperados e revenidos, onde ela pode apresentar menor resistência mecânica que o metal de base.

d) Região Intercrítica: O material é aquecido na faixa de temperatura entre 900°C e 750°C, e sofre uma transformação parcial, isto é, apenas uma parte de sua estrutura é transformada em austenita. As regiões perlíticas e uma quantidade variável de ferrita junto à perlita se transformam em austenita durante a soldagem. Durante o resfriamento, estas regiões que apresentam teores de elemento de liga maiores que o valor nominal do aço, podem se transformar em martensita se a velocidade de resfriamento for suficientemente elevada. Neste caso, na condição soldada, esta região se constitui de regiões de alta dureza inclusas em outras macias.

e) Região Subcrítica: Apresenta pequenas alterações microestruturais visíveis ao microscópio ótico. Esta região ocorre entre 750°C e 700°C e se resume basicamente a uma pequena esferoidização das lamelas de cementita da perlita. A conseqüência disto é a diminuição da resistência mecânica.

Na soldagem com vários passes, a estrutura da ZAC torna-se mais complexa devido à influência, sobre um dado passe, dos ciclos térmicos devidos aos passes posteriores. As partes das diferentes regiões da ZAC de um passe que são alteradas por passes seguintes, podem ser consideradas como novas subregiões da ZAC (MODENESI, 2004).

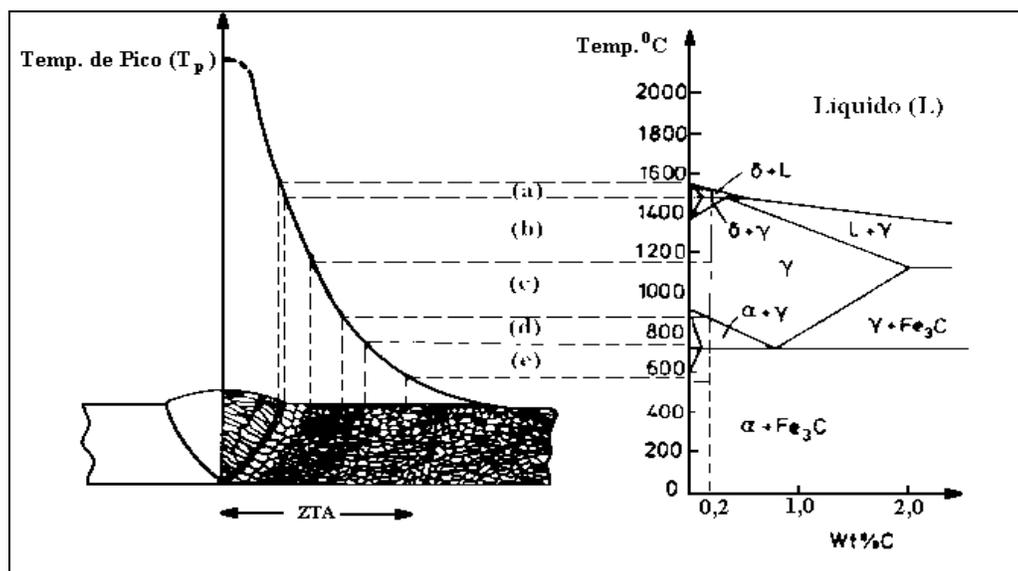


Figura 2.2 – Diferentes regiões da ZAC

3. Materiais e métodos

3.1 Material

O material utilizado no projeto foi o aço ABNT 4130, adquirido na forma de chapas laminadas junto à Indústria Aeronáutica Neiva S.A.

Para o seguinte estudo foram confeccionados corpos de prova nas espessuras de 1,60mm, 1,10mm e 0,89mm.

3.2 Métodos

3.2.1 Processo e Procedimentos de Soldagem

Para a soldagem dos corpos de prova o processo envolvido foi o *Tungsten Inert Gás* (TIG) ou *Gas Tungsten Arc-Welding* (GTAW). Este processo é o mais adequado para espessuras finas, como foi o caso dos corpos de prova. Além de proporcionar uma solda de alta qualidade, sendo então interessante neste caso já que nos referimos a materiais usados na aviação.

O gás de proteção utilizado neste processo foi o argônio comercial (99,95% de pureza), devido ao seu baixo custo, maior densidade e menor penetração, o que o torna também adequado a materiais de pequenas espessuras.

As soldagens foram realizadas em juntas de topo, sem chanfro devido à pequena espessura, com vão de raiz de aproximadamente 0,3mm para chapas de 0,89mm e 0,6mm para chapas de 1,60mm e 1,10mm. (NASCIMENTO, 2004)

Depois de soldado, optou-se por não se realizar tratamento térmico para alívio de tensões e/ou melhorias das propriedades do material. Logo, o objetivo neste caso foi simular as condições reais de uso das estruturas aeronáuticas originais ou retrabalhadas.

Para a melhor eficiência desta soldagem e de retrabalhos foi utilizado um mata-junta de cobre, contendo uma canaleta para circulação do gás inerte, com o objetivo de proteger o lado oposto ao arco elétrico da contaminação do ambiente, evitando dessa maneira o surgimento de poros na raiz do cordão.

3.2.1.1 Procedimentos de Retrabalho do Cordão de Solda

Para o procedimento de retrabalho do cordão de solda foram utilizados dois procedimentos distintos:

- (A) Procedimento de retrabalho por sobreposição ao cordão de solda anterior;
- (B) Procedimento de retrabalho por remoção/desbaste do cordão de solda anterior.

De fato, no procedimento de retrabalho/reparo dos cordões de solda em componentes aeronáuticos críticos à segurança de vôo, é requerido que se localize o defeito e se escave a solda até a sua remoção. Esta escavação deve ser sempre realizada pelo lado do cordão que propicie a menor perda de material possível. Em seguida, aplica-se o reparo de forma a manter a uniformidade do volume de metal depositado ao longo da extensão do cordão de

solda. A aplicação de sobremetal é permitida somente nos casos em que ocorra irregularidade do volume do metal de solda em alguma região ao longo do cordão, como: falta de penetração, rebaixamento (*undercut*) no “pé da solda”, etc. Entretanto, todo o volume excedente deve posteriormente ser removido. No entanto, o procedimento de retrabalho (A), por sobreposição, encontra grande aplicação nos reparos efetuados em campo, ou seja: ao longo da vida útil da aeronave. Neste estudo, portanto, o procedimento de retrabalho (A) representa a situação normalmente encontrada na manutenção dos componentes aeronáuticos, e que acompanhará toda a vida útil da aeronave. Por outro lado, o procedimento (B) visa a representar a situação em que o retrabalho é efetuado durante a fabricação de componentes aeronáuticos, cujos cordões de solda foram reprovados nos ensaios não destrutivos (NASCIMENTO, 2004).

Número de retrabalhos	Tipo de procedimento	
	A	B
	(mm)	(mm)
0	1,60	1,60
1	0,89	1,60
2	0,89	1,10
3	0,89	1,60
4	0,89	0,89

Tabela 3.1 – Espessura das amostras

3.3 Microscopia Quantitativa

Em todos os ramos das ciências e tecnologias que usam microscopia ótica desenvolveram-se técnicas para a realização de medidas quantitativas.

Em cada campo do conhecimento desenvolveram-se terminologias específicas: aqui será utilizada a terminologia adotada em metalografia quantitativa, normalizada pelas normas ASTM. As medidas básicas que são feitas em microscopia em geral envolvem a sobreposição sobre a estrutura de um conjunto de pontos, linhas ou figuras geométricas ou áreas, que são usadas para realizar medidas ou contagens de aspectos morfológicos. Assim é possível sobrepor um conjunto de pontos que estão ao acaso em relação à ordem da microestrutura e realizar contagens da fração de pontos que caiu sobre uma determinada estrutura em relação ao total de pontos (P_P). De forma análoga podemos se superpor linhas teste de comprimento conhecido sobre a estrutura e medir a fração do comprimento da linha teste que estão sobre determinada estrutura (L_L) ou o número de intersecções da linha teste com alguma estrutura (N_L); pode-se ainda medir a fração da área de uma dada fase (A_A) ou o número de partículas ou grãos por unidade de área (P_A). A partir destas medidas são reconstituídas as grandezas por volumétricas, como tamanho médio de grão, número de partículas ou inclusões por unidade de volume, etc (GOLDENSTEIN, 2010).

3.3.1 Medidas de Fração Volumétrica

Para determinar a fração volumétrica ou as proporções em volume entre fases existem diversas medidas possíveis de serem realizadas em uma seção polida. A estereologia mostra que a fração de área entre fases em uma seção polida A_A é idêntica à fração em volume V_V ,

desde que as fases estejam distribuídas ao acaso. Aplicando-se linhas testes ao acaso sobre a superfície da amostra, a fração do comprimento das linhas testes L_L que cai sobre a fase será igual à A_A e à V_V . Assim, o método mais empregado para medir fração volumétrica de uma fase é a contagem de pontos. Para isto se usa um reticulado sobre as micrografias, ou na ocular do microscópio, com certo número P_T de pontos. Conta-se então o número de pontos que caem sobre determinada fase no plano de polimento. O número de pontos P que caem sobre a fase, divididos pelo número total de pontos P/P_T é a fração de pontos, P_P . Este procedimento repetido para diferentes campos da amostra até obter uma média e um desvio padrão previamente definidos por cálculos estatísticos para um dado grau de confiança, permite obter um valor de P_P igual à fração volumétrica V_V (GOLDENSTEIN, 2010).

3.3.1.1 Análise Quantitativa dos Constituintes no Metal de Solda

A análise quantitativa dos constituintes no metal de solda seguiu a terminologia proposta pelo Instituto Internacional de Soldagem (IIW) para a identificação dos principais constituintes microestruturais: ferrita de contorno de grão, ferrita poligonal intragranular, ferrita com segunda fase (alinhada e não alinhada), agregados ferrita carbetos e martensita. Foi realizada a microscopia ótica para a realização dessas contagens. Para a preparação das amostras (retiradas no sentido transversal à direção de soldagem) foram usadas lixas na seqüência 100, 220, 320, 400, 500, 600 e, em seguida, polimento (pasta de diamante $6\mu\text{m}$, $3\mu\text{m}$ e $1\mu\text{m}$). Por fim, estas foram atacadas com nital 2% durante 6 segundos. A contagem seguiu a terminologia proposta pela ASTM E 562 para a identificação dos principais constituintes, para isso, foram adquiridas imagens com um aumento de 500 vezes em 40

diferentes campos aleatórios e utilizando uma malha de 100 pontos (totalizando 4000 pontos), fazendo-se uso de um microscópio ótico Olympus BX60M, no qual estava acoplada uma câmara de vídeo e um computador que dispunha de um aplicativo para aquisição de imagem.

A análise de microconstituente A-M (martensita e austenita retida) nos metais de solda foi realizada submetendo as amostras a um ataque de 1% de metabissulfito de potássio ($\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$) diluído em água misturado a 4% de ácido pícrico ($\text{C}_6\text{H}_2(\text{NO})_3\text{OH}$) diluído em álcool etílico (Lê Pêra) durante 8 segundos e observadas no microscópio ótico. Para esta contagem também foi seguida a terminologia proposta pela ASTM E 562, com isso, foram adquiridas imagens com um aumento de 1000 vezes em 10 diferentes campos aleatórios e utilizando uma malha de 100 pontos (totalizando 1000 pontos).

3.3.1.2 Medidas de Tamanho de Grão

Vários métodos têm sido utilizados para medir tamanho ou diâmetro de grãos em amostras policristalinas. Na verdade as formas de grãos são em geral irregulares; o que faz com que a definição de diâmetro de grão seja arbitrária e dependente de hipóteses simplificadoras sobre a geometria dos grãos. Felizmente é possível obter uma medida que embora não seja o diâmetro, correlaciona-se muito bem com as propriedades dos materiais. Este parâmetro, de muita generalidade e independente de qualquer hipótese, é válido para qualquer estrutura granular que preencha o espaço, independentemente da forma, do tamanho e da posição dos grãos. Este ‘diâmetro’ é o comprimento de interseção médio obtido de medidas do número de interseções de uma linha teste de comprimento conhecido

com os contornos de grão, no plano de polimento. Para grande número de medidas ao acaso a média dos valores da interseção torna-se o valor real.

Um contorno de grão é a superfície divisória entre dois cristais adjacentes de orientações cristalográficas diversas. Os contornos de grão existentes em materiais policristalinos podem ser revelados por ataque químico, eletro-químico e térmico. No caso deste projeto, para o delineamento dos contornos de grão nas amostras, utilizou-se um reativo composto de 2 g de cloreto férrico mais 2 g de ácido pícrico diluídos em 100 ml de água destilada.

O procedimento para o ataque consistiu em se recobrir a amostra previamente polida com uma película de agente molhante neutro, designado comercialmente como, por exemplo, o detergente *Limpol*. Em seguida aplicou-se o reativo impregnado em um chumaço de algodão, o qual era esfregado nos corpos de prova durante aproximadamente 40 s. Após o ataque as amostras eram lavadas em água e secas.

Para medir o tamanho médio de grão foi utilizada a norma ASTM E 112 na qual foi escolhido o método do círculo. Este consiste na superposição de uma linha teste, na forma de uma circunferência de comprimento conhecido, sobre a imagem da superfície a ser medida e contagem das intersecções dos contornos de grão com o círculo. A partir desses dados o tamanho de grão pode ser calculado.

3.4 Microscopia Eletrônica de Varredura

A análise das amostras através do microscópio eletrônico de varredura (MEV) com ataque químico permitiu uma melhor resolução na caracterização da microestrutura das

regiões da junta soldada. O reagente químico empregado na revelação da microestrutura das amostras foi uma solução constituída de 50% de nital 2% e 50% de picral 2%.

3.5 Dureza Vickers

Este ensaio de dureza consiste de um indentador (penetrador), que no caso é uma pirâmide de diamante, de base quadrada, com um ângulo de 136° entre as faces opostas. É utilizada carga menor que 1Kgf, a qual produz uma impressão microscópica em forma de losango regular com a base quadrada, conforme mostrado na figura abaixo.

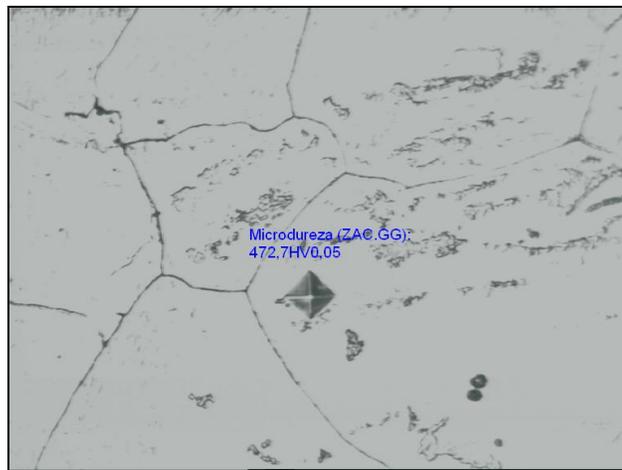


Figura 3.1 – Microdureza na ZAC

Para realizar as medições de microdureza Vickers (HV), utilizou-se a norma de referência DNV-OS-F101. As medições foram realizadas nas duas regiões envolvidas pelo processo de soldagem (metal de solda e ZAC) e no material-base, em ambos os

procedimentos de soldagem/retrabalhos, fazendo dessa maneira um perfil de dureza ao longo de todo o corpo de prova.

As superfícies onde foram efetuadas as medidas de dureza foram lixadas com lixa abrasiva e polidas com pasta de diamante até a granulometria de $1\mu\text{m}$. A seguir, elas foram atacadas com um reativo composto de 2 g de cloreto férrico mais 2 g de ácido pícrico diluídos em 100 ml de água destilada. As medições de microdureza Vickers foram realizadas com carga de 50g por meio do equipamento MICROMET 2004 da BÜEHLER. O espaçamento entre as medições foi de 0,5mm no metal de solda e na ZAC e 1,0mm no metal de base (como podemos ver na figura abaixo). As medições de dureza foram realizadas partindo-se da raiz da solda e caminhando-se em direção ao metal de base. Com base na norma de referência, foi feita duas seqüências de medições em cada amostra. Cada seqüência de medição foi feita com cerca de 0,4mm de espaçamento da superfície do corpo de prova.

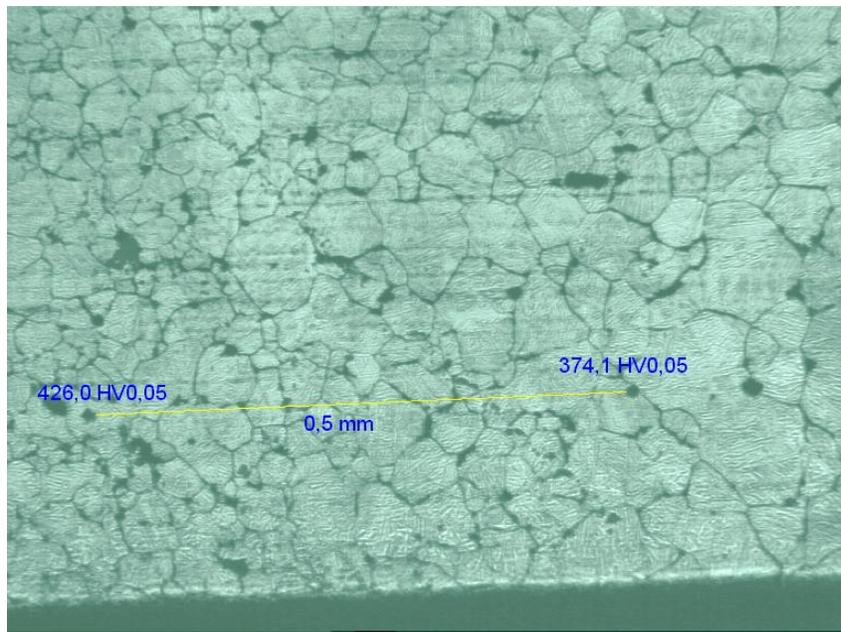


Figura 3.2 – Ensaio de microdureza na ZAC

Além do perfil de dureza realizado, foi-se também feito a análise de dureza em constituintes específicos, como por exemplo, na martensita e na ferrita.

3.6 Caracterização das Inclusões não Metálicas

Para uma melhor caracterização da junta soldada, foi feito uma análise quantitativa das inclusões não metálicas presentes no metal de base. Para isso foram tiradas fotos no microscópio ótico das amostras após terem sido polidas. Para esse trabalho não foi necessário a utilização de ataque químico, já que as inclusões não metálicas podem ser vistas após um polimento na superfície.

Para a quantificação de inclusões não metálicas seguiu-se a terminologia proposta pela ASTM E 562-05, para isso, foram adquiridas imagens com um aumento de 100 vezes em 5 diferentes campos aleatórios e utilizando uma malha de 100 pontos (totalizando 500 pontos), fazendo-se uso de um microscópio ótico Olympus BX60M.

Para uma melhor caracterização das inclusões não metálicas, foi feita uma espectrometria de energia dispersiva de raios-X – EDS – com isso foi possível identificar a composição química destas inclusões.

4. Resultados

4.1 Análise Metalográfica

4.1.1 Constituintes Presentes no Metal de Solda

Depois de analisar a microestrutura presente nos metais de solda das amostras, soldadas através de dois distintos procedimentos, com seus respectivos números de retrabalhos, pudemos relacionar os constituintes que apareceram nessas amostras durante a análise quantitativa.

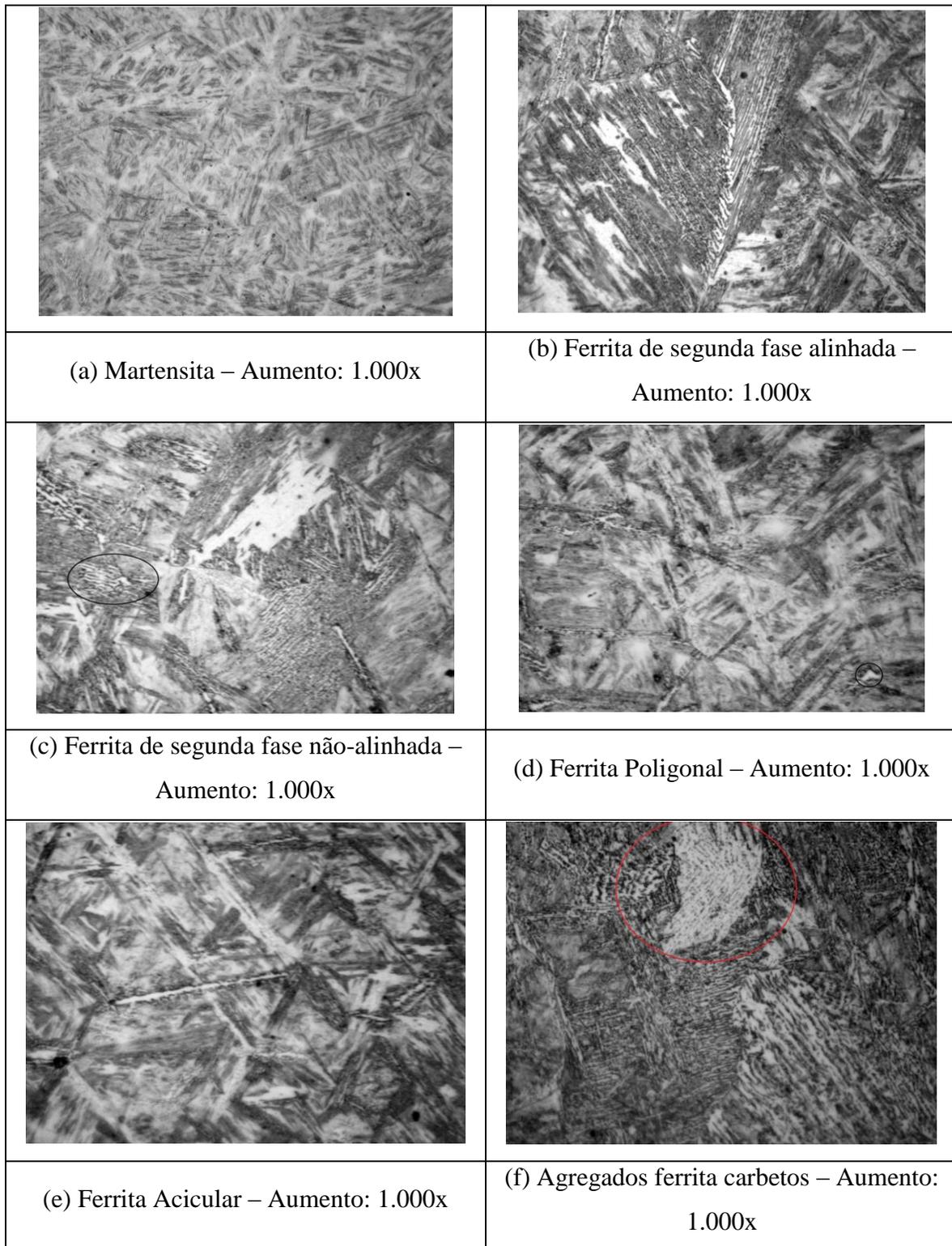


Figura 4.1 – Micrografia dos constituintes no metal de solda

4.1.2 Análise Quantitativa dos Constituintes no Metal de Solda

Amostra	N. de reparos	Constituintes			Nital 2%
		Martensita	Ferrita c/ Carbetos	Ferrita	
		(%)	(%)	(%)	
Original	0	99,10	-	0,90	
Original	1	95,55	4,20	0,25	
Original	2	93,90	3,52	2,58	
Original	3	5,00	92,43	2,58	
Original	4	1,48	98,53	-	
Neiva	0	95,64	-	4,36	
Neiva	1	98,95	-	1,05	
Neiva	x				
Neiva	3	89,70	4,18	6,13	

Tabela 4.1 – Porcentagem de constituintes nas amostras.

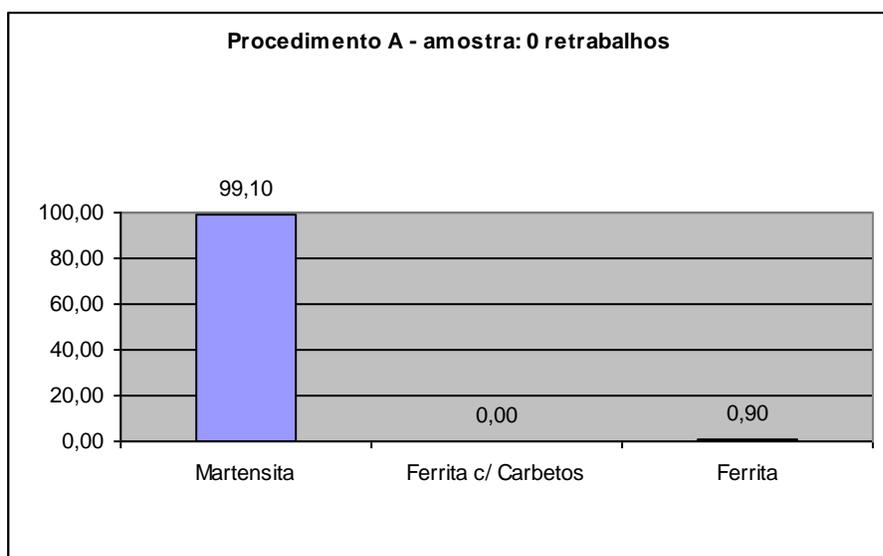


Figura 4.2 – Porcentagem de constituintes no metal de solda da amostra de 0 retrabalho (Procedimento A)

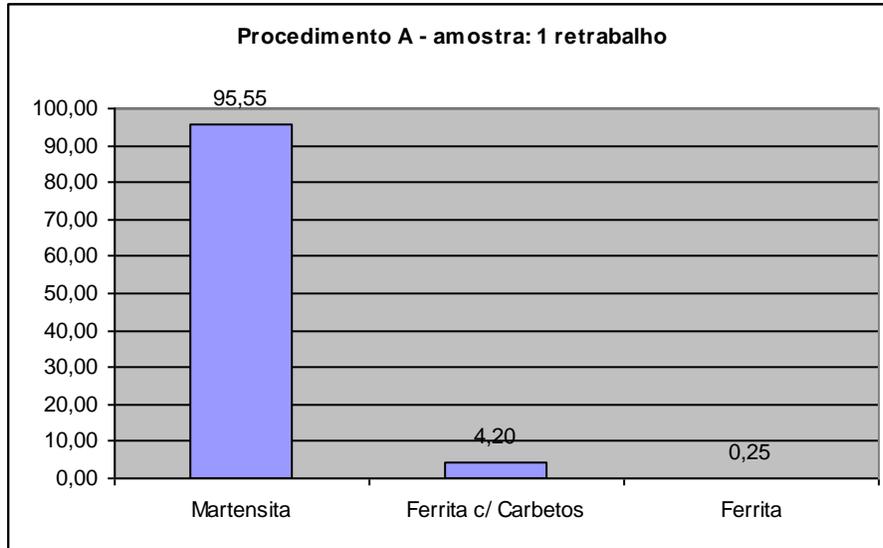


Figura 4.3 – Porcentagem de constituintes no metal de solda da amostra de 1 retrabalho (Procedimento A)

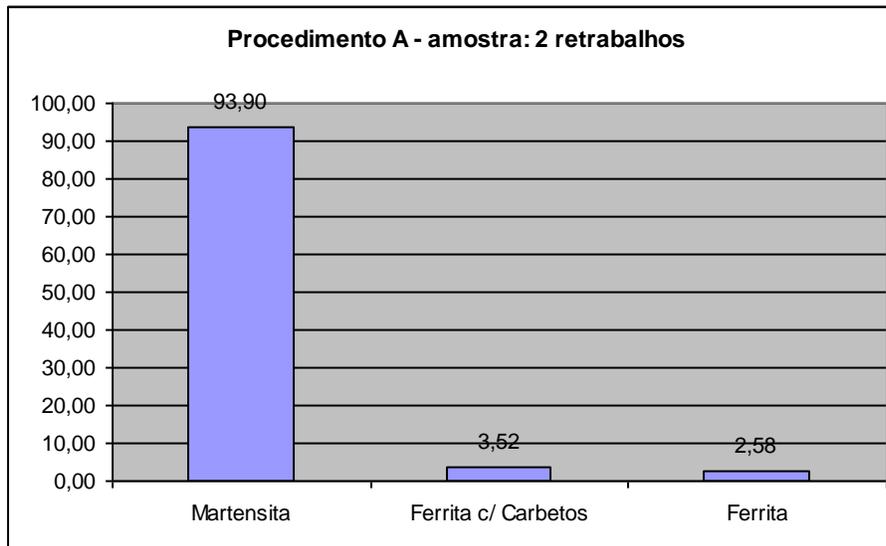


Figura 4.4 – Porcentagem de constituintes no metal de solda da amostra de 2 retrabalhos (Procedimento A)

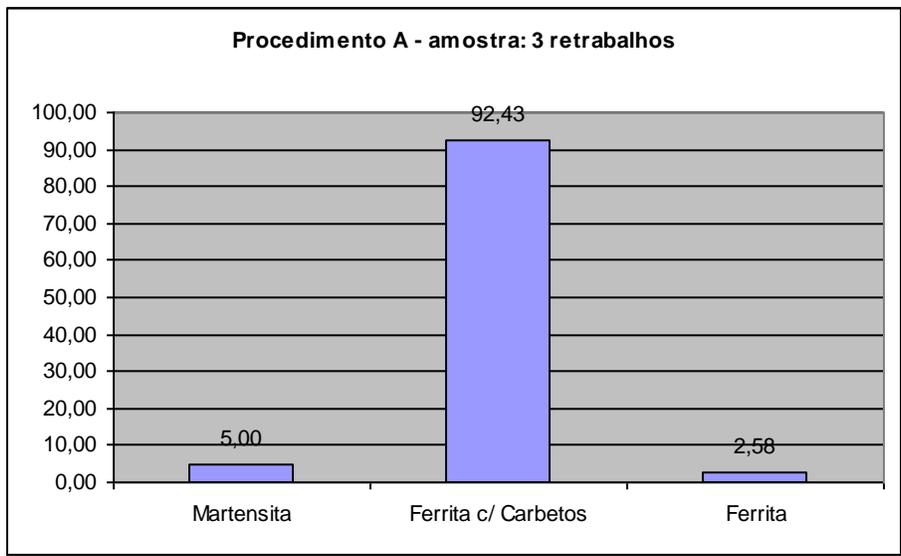


Figura 4.5 – Porcentagem de constituintes no metal de solda da amostra de 3 retrabalhos (Procedimento A)

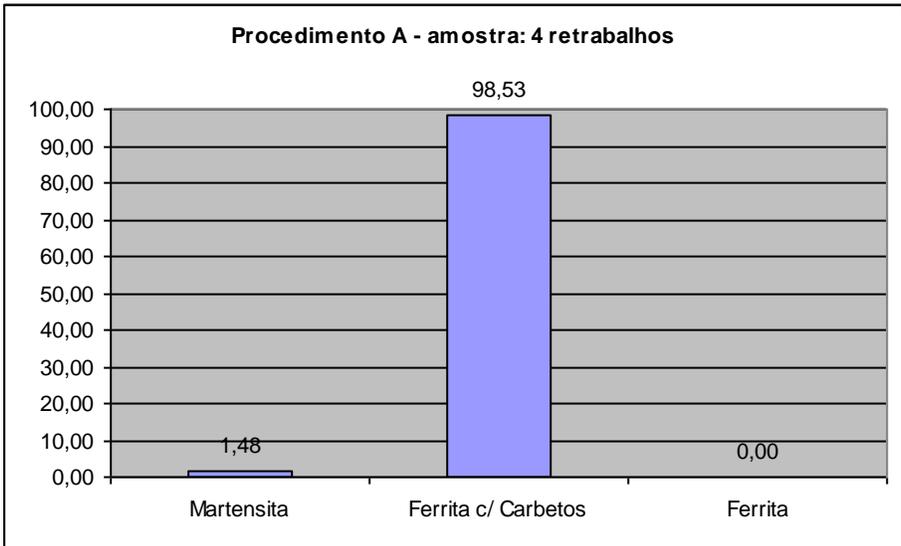


Figura 4.6 – Porcentagem de constituintes no metal de solda da amostra de 4 retrabalhos (Procedimento A)

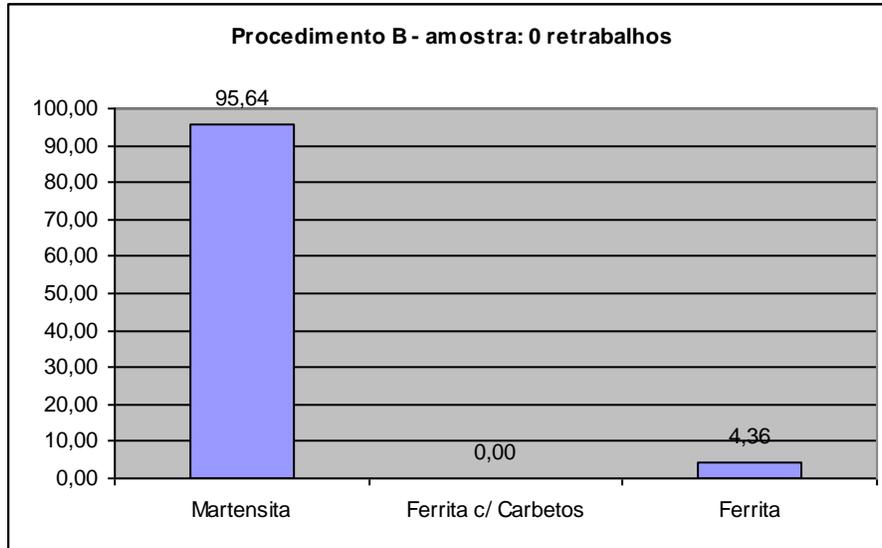


Figura 4.7– Porcentagem de constituintes no metal de solda da amostra de 0 retrabalho (Procedimento B)

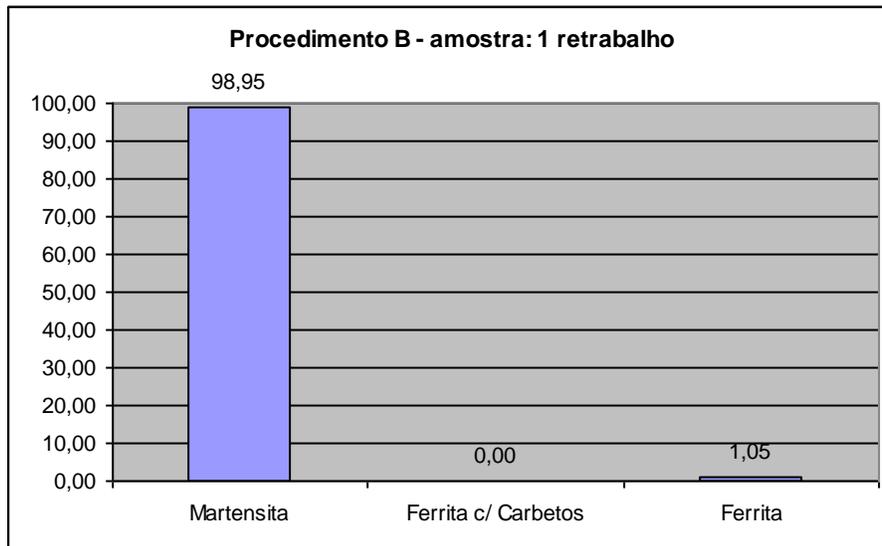


Figura 4.8 – Porcentagem de constituintes no metal de solda da amostra de 1 retrabalho (Procedimento B)

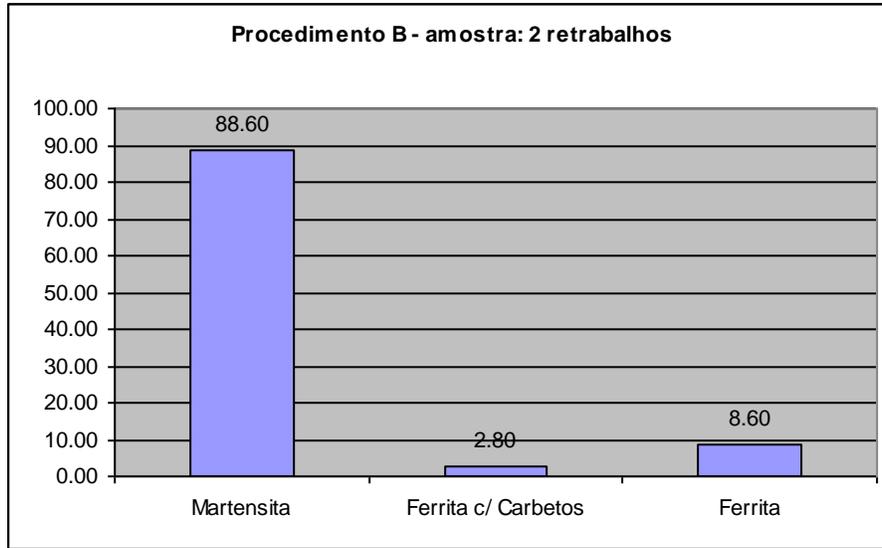


Figura 4.9 – Porcentagem de constituintes no metal de solda da amostra de 2 retrabalhos (Procedimento B)

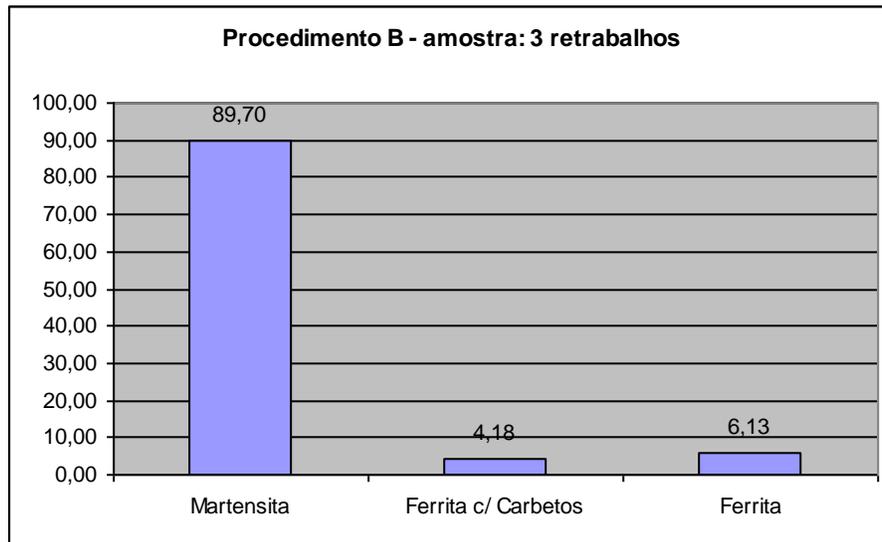


Figura 4.10 – Porcentagem de constituintes no metal de solda da amostra de 3 retrabalhos (Procedimento B)

. Procedimento (A):

Como podemos observar na tabela 4.1, a amostra de 0 retrabalhos apresenta uma microestrutura constituída totalmente de grãos grosseiros de martensita. Enquanto isso, nas amostras de 1 e de 2 retrabalhos, os grãos grosseiros de martensita aparecem com alguns grãos de ferrita de segunda fase alinhada.

Já as amostras de 3 e 4 retrabalhos apresentam uma microestrutura bastante diversificada, constituída de ferrita acicular, ferrita de segunda fase alinhada e não alinhada, agregado ferrita-carbeto e martensita. Isso se deve, principalmente, graças a sobreposição dos cordões de solda, fazendo com que ocorra um revenimento nos passes anteriores.

. Procedimento (B):

A amostra de 0 e 1 retrabalhos são constituídas de martensita com alguns grãos de ferrita de segunda fase alinhada e não alinhada.

Na amostra de 2 e 3 retrabalhos, além da martensita e da ferrita de segunda fase alinhada e não alinhada, podemos observar também um aglomerado de grãos de ferrita acicular, além de agregado ferrita-carbeto.

Abaixo foram relacionadas algumas micrografias tiradas no microscópio ótico, do metal de solda, onde podemos analisar assim a sua microestrutura, comprovando desta maneira os dados apresentados nos gráficos acima.

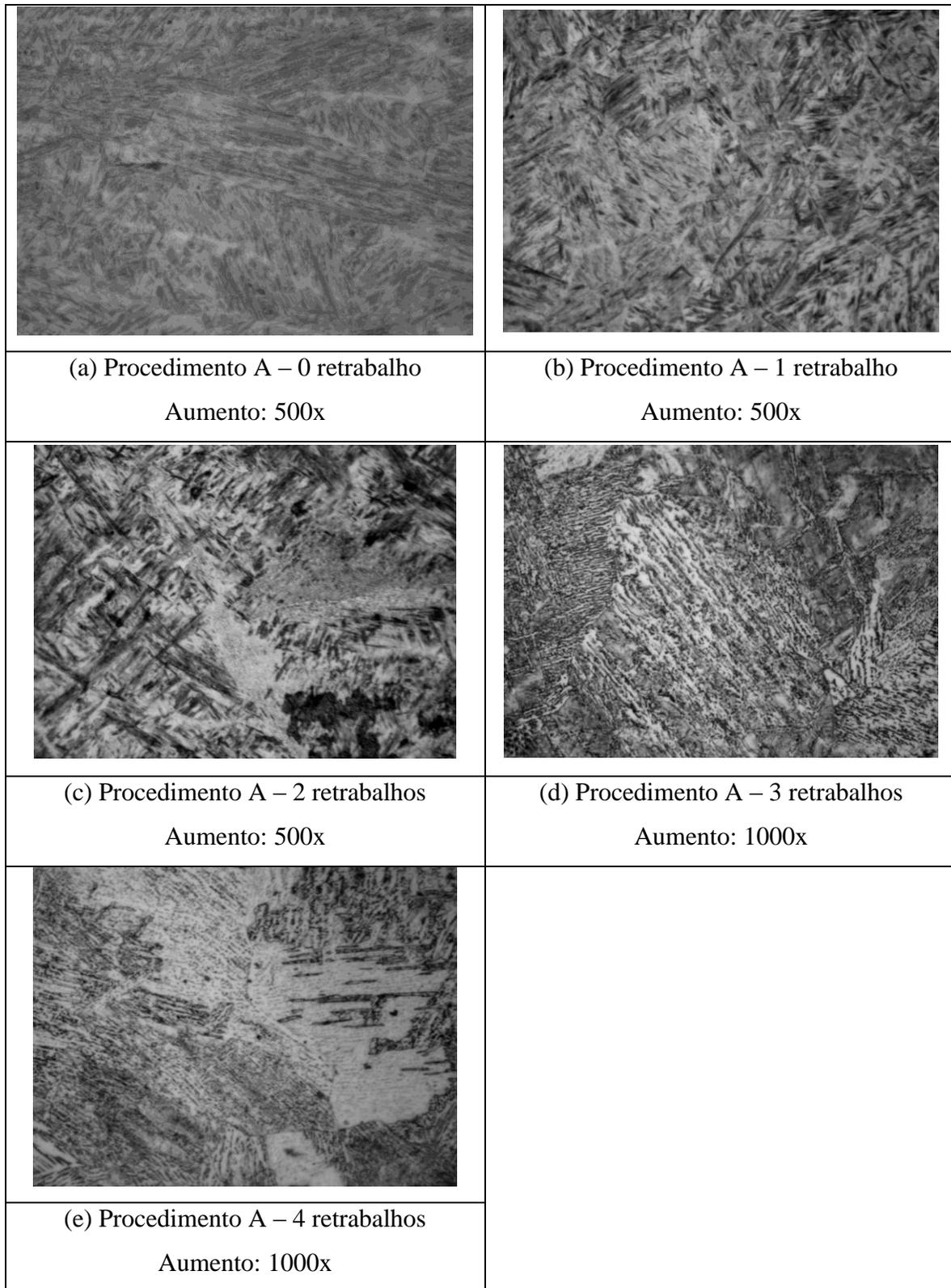


Figura 4.11 – Micrografia do metal de solda das amostras (Procedimento A).

Ataque: Nital 2%

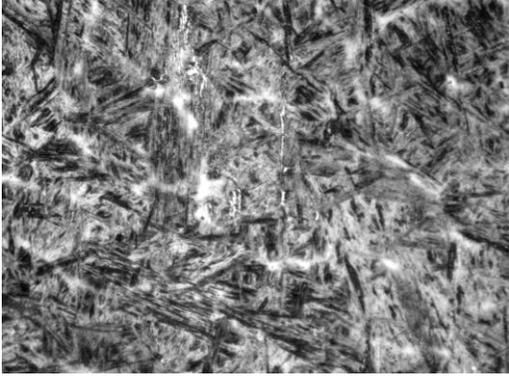
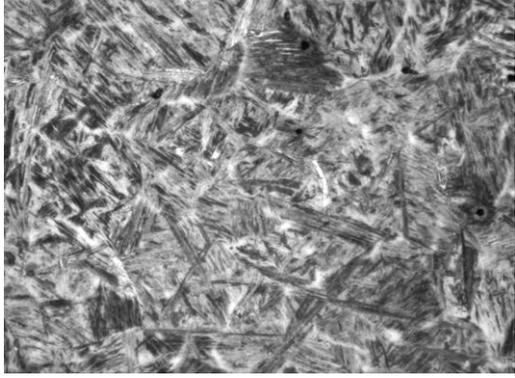
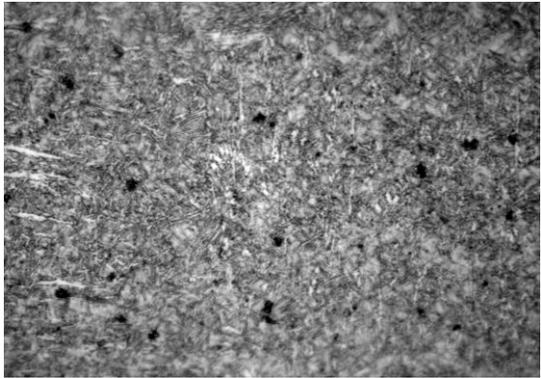
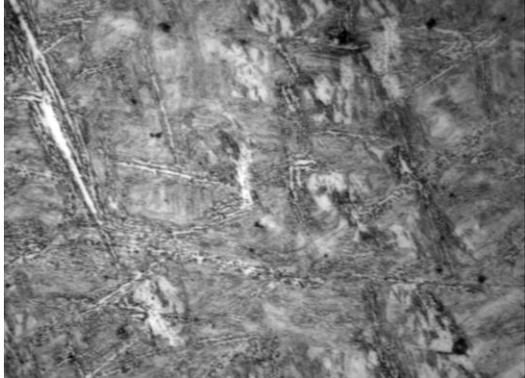
	
Procedimento B – 0 retrabalhos – 500x	Procedimento B – 1 retrabalho – 500x
	
Procedimento B – 2 retrabalhos – 500x	Procedimento B – 3 retrabalhos – 500x

Figura 4.12 – Micrografia do metal de soldas das amostras (Procedimento B).

Ataque: nital 2%

4.1.3 Porcentagem Microconstituente A-M no Metal de Solda

Procedimento	N. de retrabalhos	Microconstituente A-M
		(%)
A	0	4.50
A	1	2.50
A	2	3.85
A	3	5.70
A	4	5.70
B	0	4.15
B	1	2.60
B	2	6.75
B	3	4.75

Tabela 4.2 – Porcentagem de microconstituente A-M nas amostras

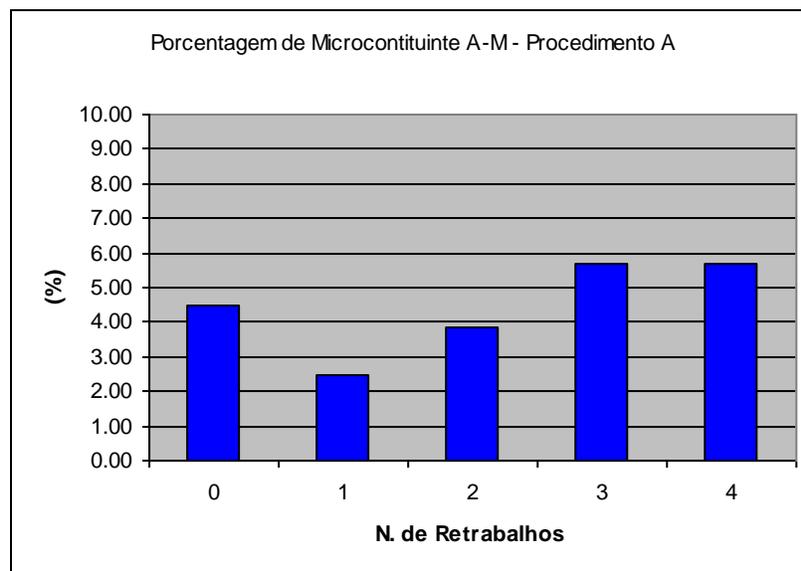


Figura 4.13 – Porcentagem de microconstituintes A-M no metal de solda (Procedimento A)

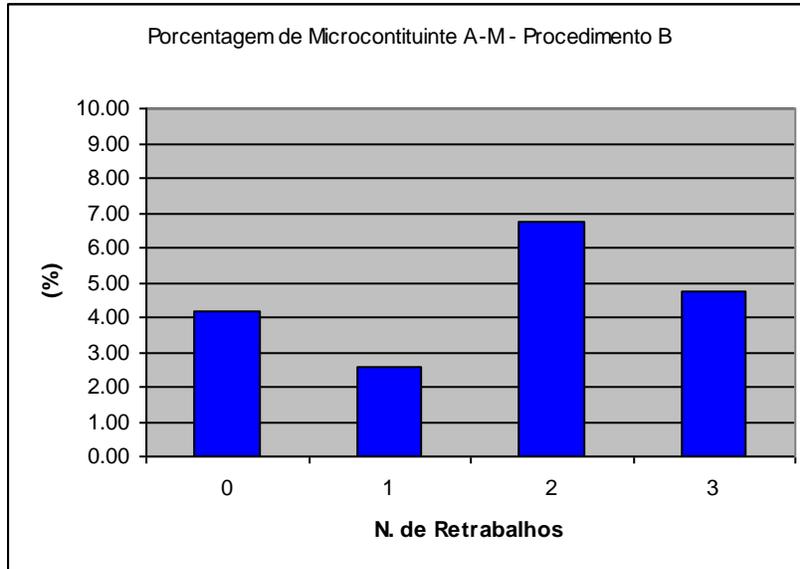


Figura 4.14 – Porcentagem de microconstituíntes A-M no metal de solda (Procedimento B)

Abaixo podemos ver micrografias tiradas para a contagem do microconstituente A-M através do microscópio ótico, além de micrografias tiradas no microscópio eletrônico de varredura (MEV).

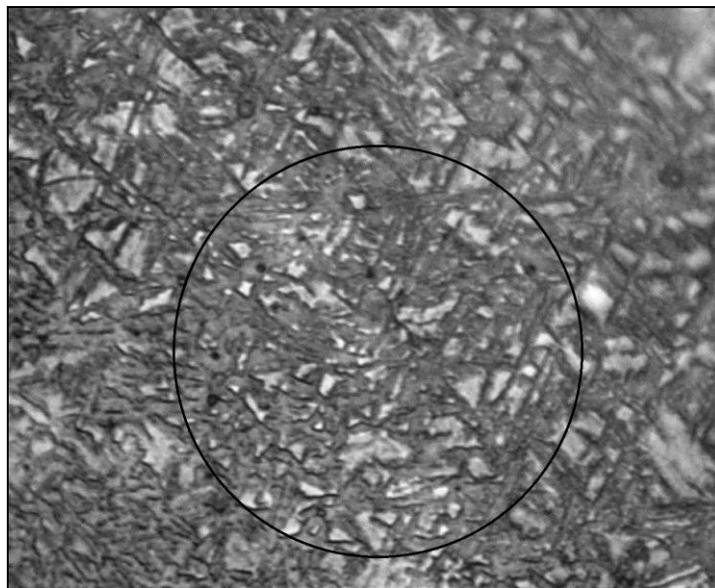


Figura 4.15 – Micrografia do microconstituíntes A-M no metal de solda na amostra de 2 retrabalhos (Procedimento B)

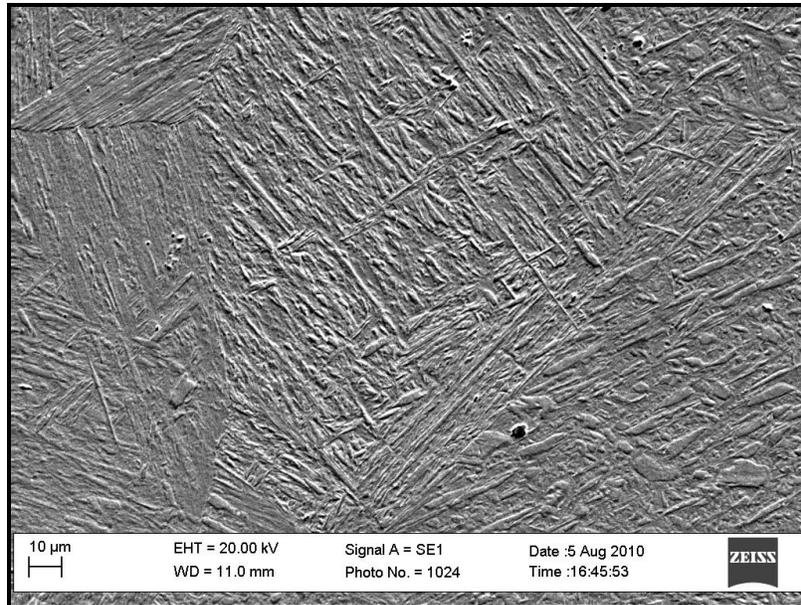


Figura 4.16 – Micrografia feita no MEV do microconstituintes A-M no metal de solda na amostra de 2 retrabalhos (Procedimento B)

4.1.4 Análise Qualitativa da ZAC

À medida que um metal é soldado, a região adjacente ao chanfro, que faz parte do metal de base, acaba por ter sua característica alterada (microestrutura, morfologia e tamanho de grão), isso ocorre graças ao ciclo térmico que esta região fica exposta, conseqüentemente denominada de zona afetada pelo calor (ZAC). Abaixo está apresentada a caracterização da ZAC para as amostras estudadas.

Na isoterma A_1 a microestrutura apresenta uma região constituída de grãos de perlita, ferrita e de martensita. Observando a região acima da temperatura A_1 , podemos perceber que as bandas de perlita se transformam em martensita.

Na região um pouco acima da temperatura A_3 , podemos observar uma microestrutura constituída de ferrita e martensita. Esta região apresenta grãos finos de martensita, além de

grãos de ferrita que ainda não se austenitizaram e, portanto não se transformaram em martensita e ferrita refinada.

Na temperatura acima de A_3 , ainda na ZAC, temos as regiões de grão fino e a região mais próxima à zona de fusão, que é a região de grãos grosseiros.

Na região de grãos finos, podemos perceber uma microestrutura de grãos finos de martensita com alguns grãos finos de ferrita. À medida que formos em direção a zona de fusão, esses grãos de ferrita desaparecerão e a microestrutura será totalmente composto por grãos finos de martensita.

A região de grãos grosseiros apresenta uma microestrutura constituída de 100% de grãos grosseiros de martensita.

Embora as mudanças morfológicas na ZAC tenham ocorrido de maneira semelhante para as amostras analisadas, as amostras soldadas com 3 e 4 retrabalhos através do procedimento (A) tiveram algumas características distintas. A região de grãos finos, acima da temperatura A_3 , é constituída de grãos finos de ferrita, martensita e agregados ferrita com carbeto. Já a região de granulometria grosseira é constituída de martensita e ferrita com MAC (martensita, austenita e carbeto).

Essa diferença na morfologia entra as amostras, se deu graças ao número de passes que foi sobreposto. No procedimento (B) a morfologia da ZAC entre as diferentes amostras se manteve semelhante na medida em que se caminha em direção a zona de fusão.

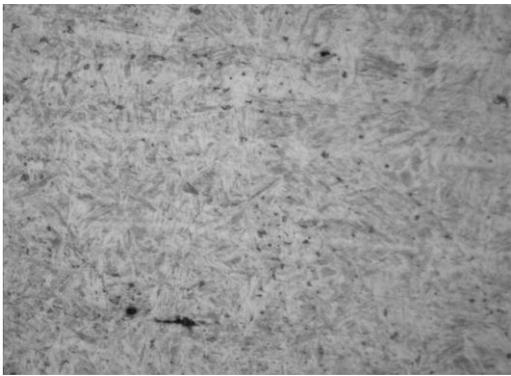
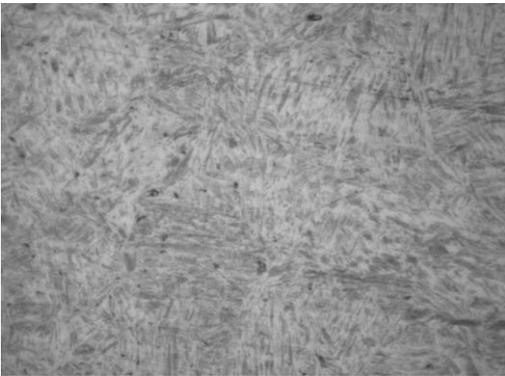
Procedimento A – Amostra: 0 retrabalho	
	
(a) Região um pouco acima da isoterma A1 Aumento: 500x	(b) Região um pouco acima da isoterma A3 – Aumento: 500x
	
(c) Região de Grãos Finos Aumento: 500x	(d) Região de Grãos Grosseiros Aumento: 500x

Figura 4.17 – Micrografia da ZAC da amostra de 0 retrabalho (Procedimento A).

Ataque: nital 2%

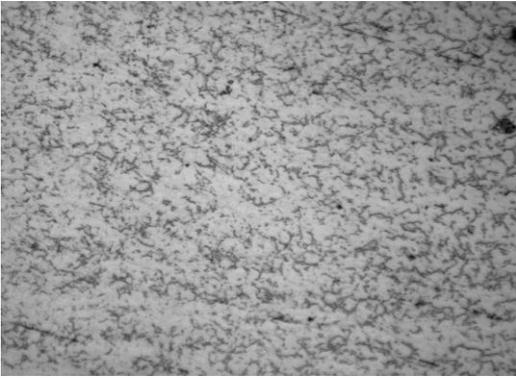
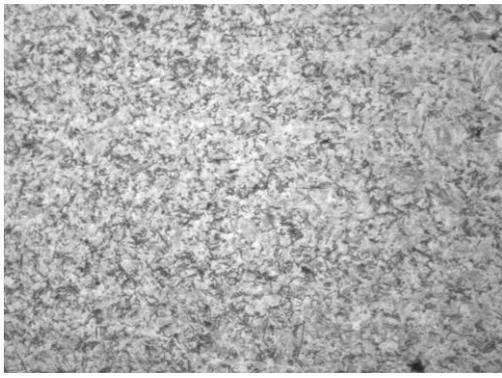
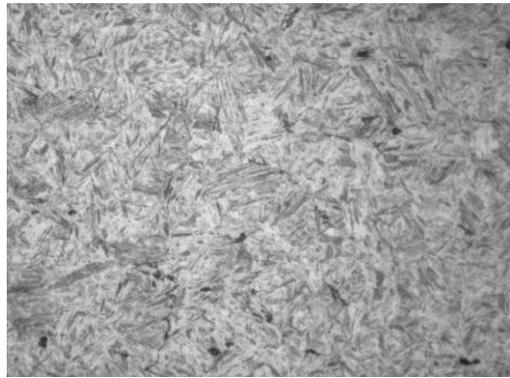
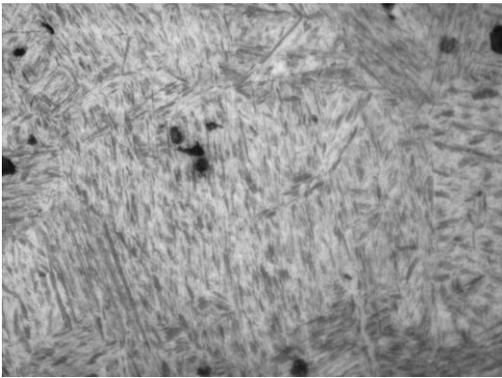
Procedimento A – Amostra: 1 retrabalho	
	
(a) Região um pouco acima da isoterma A1 Aumento: 500x	(b) Região um pouco acima da isoterma A3 – Aumento: 500x
	
(c) Região de Grãos Finos Aumento: 500x	(d) Região de Grãos Grosseiros Aumento: 500x

Figura 4.18 – Micrografia da ZAC da amostra de 1 retrabalho (Procedimento A).

Ataque: nital 2%

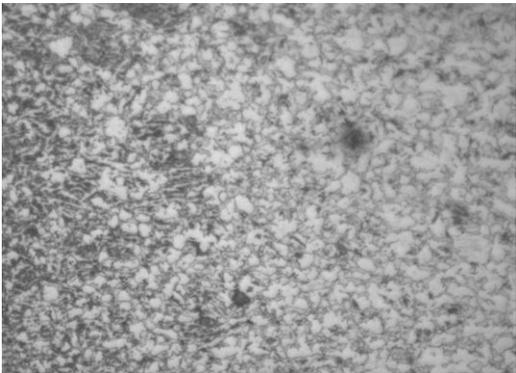
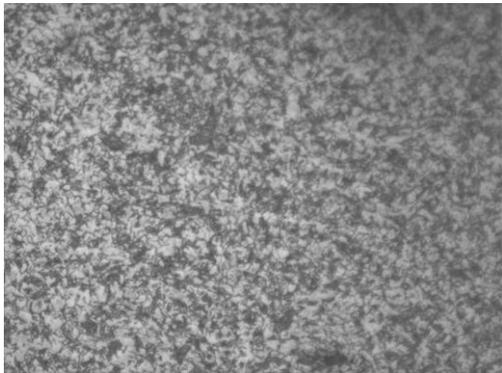
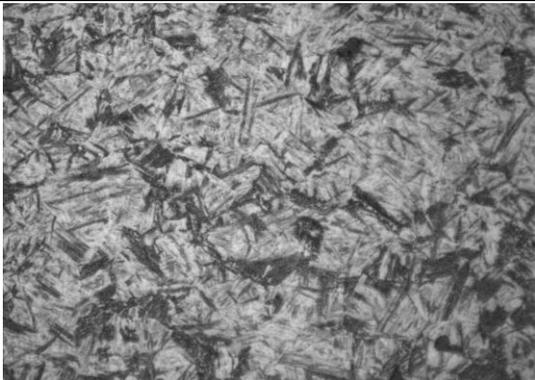
Procedimento A – Amostra: 2 retrabalhos	
	
(a) Região um pouco acima da isoterma A1 Aumento: 500x	(b) Região um pouco acima da isoterma A3 – Aumento: 500x
	
(c) Região de Grãos Finos Aumento: 500x	(d) Região de Grãos Grosseiros Aumento: 500x

Figura 4.19 – Micrografia da ZAC da amostra de 2 retrabalhos (Procedimento A).

Ataque: nital 2%

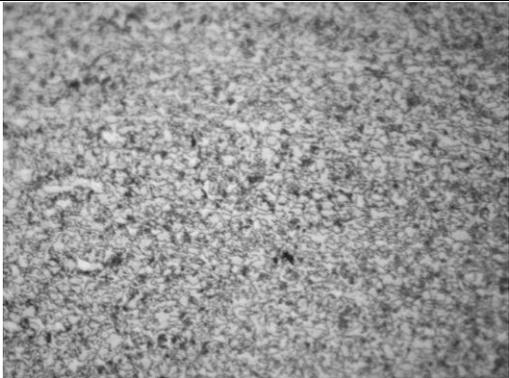
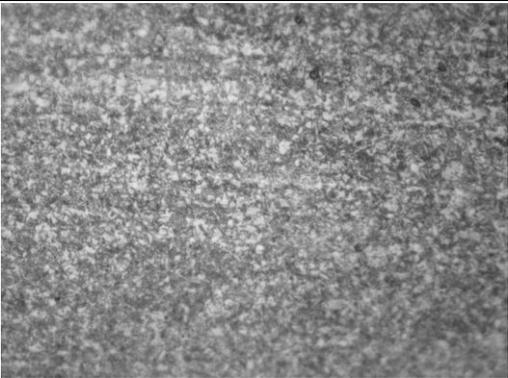
Procedimento A – Amostra: 3 retrabalhos	
	
(a) Região um pouco acima da isoterma A1 Aumento: 500x	(b) Região um pouco acima da isoterma A3 – Aumento: 500x
	
(c) Região de Grãos Finos Aumento: 500x	(d) Região de Grãos Grosseiros Aumento: 500x

Figura 4.20 – Micrografia da ZAC da amostra de 3 retrabalhos (Procedimento A).

Ataque: nital 2%

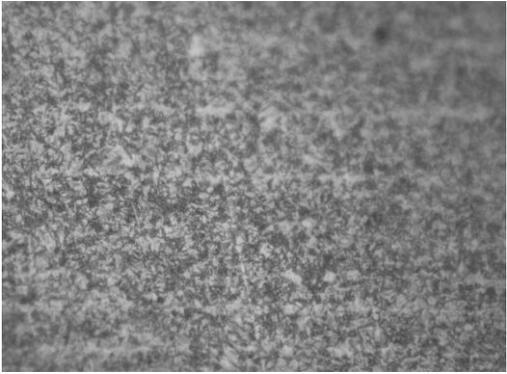
Procedimento A – Amostra: 4 retrabalhos	
	
(a) Região um pouco acima da isoterma A3 Aumento: 500x	(b) Região de Grãos Finos Aumento: 500x
	
(c) Região de Grãos Grosseiros Aumento: 500x	

Figura 4.21 – Micrografia da ZAC da amostra de 4 retrabalhos (Procedimento A).

Ataque: nital 2%

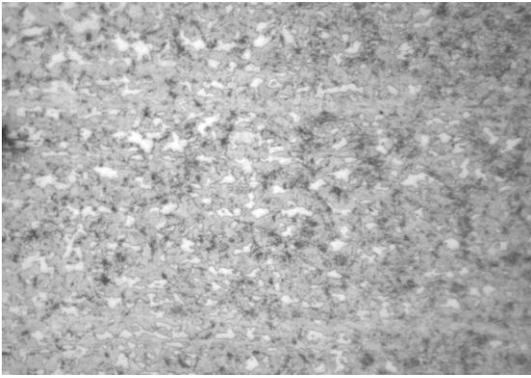
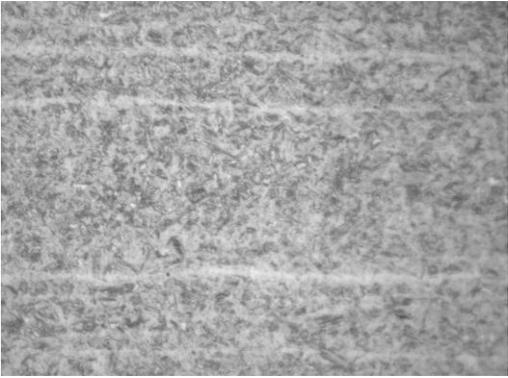
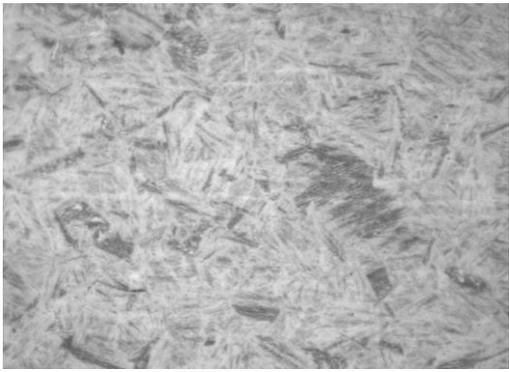
Procedimento B – Amostra: 0 retrabalho	
	
(a) Região um pouco acima da isoterma A1 Aumento: 500x	(b) Região um pouco acima da isoterma A3 – Aumento: 500x
	
(c) Região de Grãos Finos Aumento: 500x	(d) Região de Grãos Grosseiros Aumento: 500x

Figura 4.22 – Micrografia da ZAC da amostra de 0 retrabalho (Procedimento B).

Ataque: nital 2%

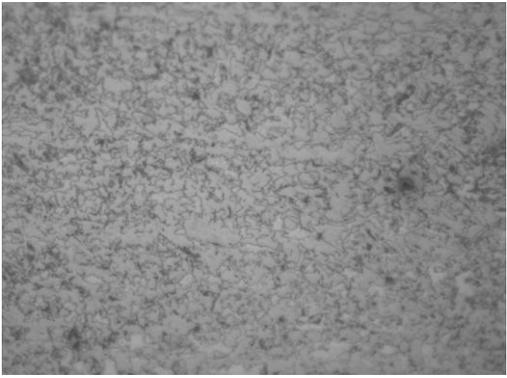
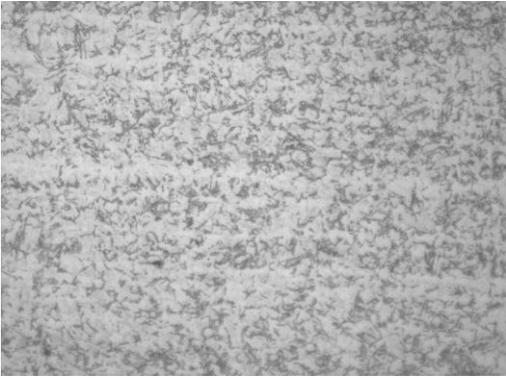
Procedimento B – Amostra: 1 retrabalho	
	
(a) Região um pouco acima da isoterma A1 Aumento: 500x	(b) Região um pouco acima da isoterma A3 – Aumento: 500x
	
(c) Região de Grãos Finos Aumento: 500x	(d) Região de Grãos Grosseiros Aumento: 500x

Figura 4.23 – Micrografia da ZAC da amostra de 1 retrabalho (Procedimento B).

Ataque: nital 2%

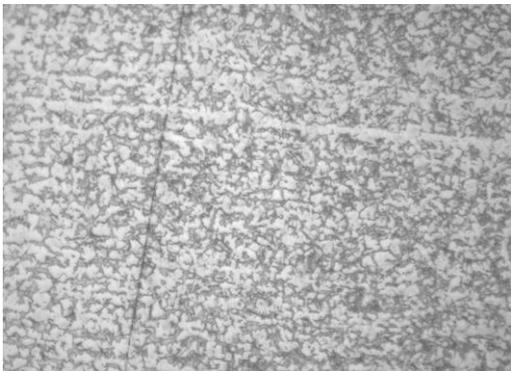
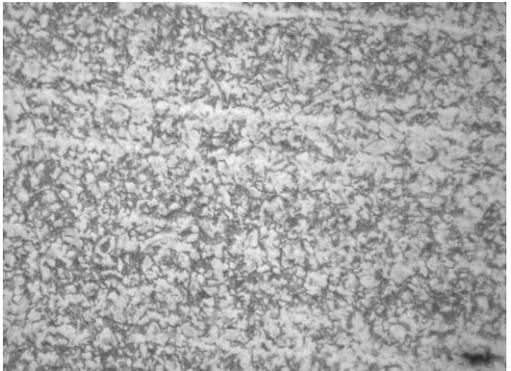
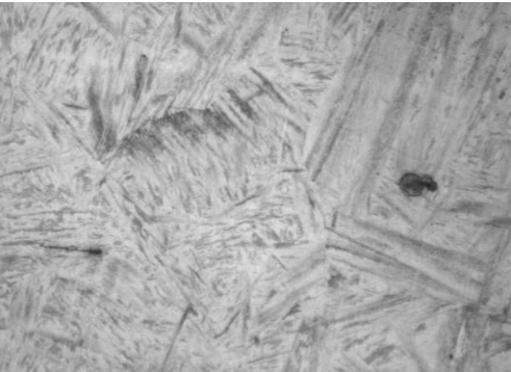
Procedimento B – Amostra: 2 retrabalhos	
	
(a) Região um pouco acima da isoterma A1 Aumento: 500x	(b) Região um pouco acima da isoterma A3 – Aumento: 500x
	
(c) Região de Grãos Finos Aumento: 500x	(d) Região de Grãos Grosseiros Aumento: 500x

Figura 4.24 – Micrografia da ZAC da amostra de 2 retrabalhos (Procedimento B).

Ataque: nital 2%

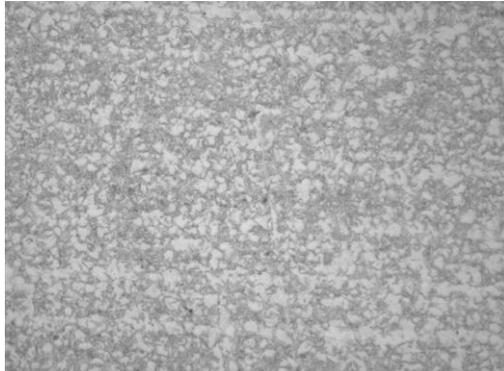
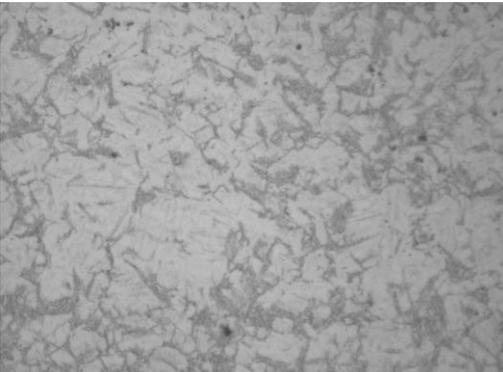
Procedimento B – Amostra: 3 retrabalhos	
	
(a) Região um pouco acima da isoterma A1 Aumento: 500x	(b) Região um pouco acima da isoterma A3 – Aumento: 500x
	
(c) Região de Grãos Finos Aumento: 500x	(d) Região de Grãos Grosseiros Aumento: 500x

Figura 4.25 – Micrografia da ZAC da amostra de 3 retrabalhos (Procedimento B).

Ataque: nital 2%

4.1.5 Análise no MEV

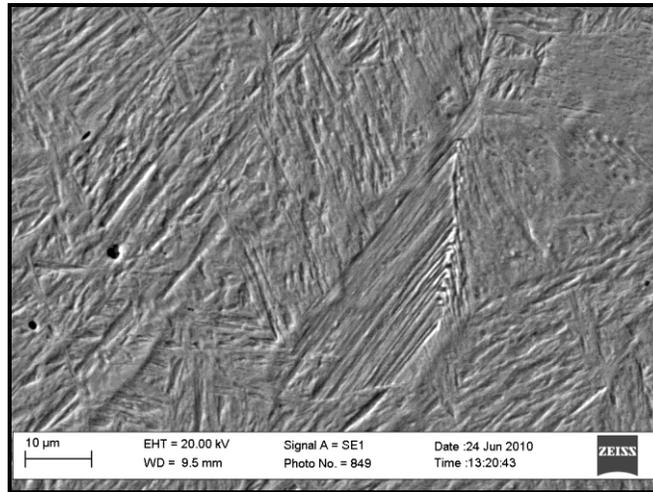


Figura 4.26 – Micrografia feita no MEV de uma ferrita de segunda fase alinhada no metal de solda da amostra de 0 retrabalhos (Procedimento A)

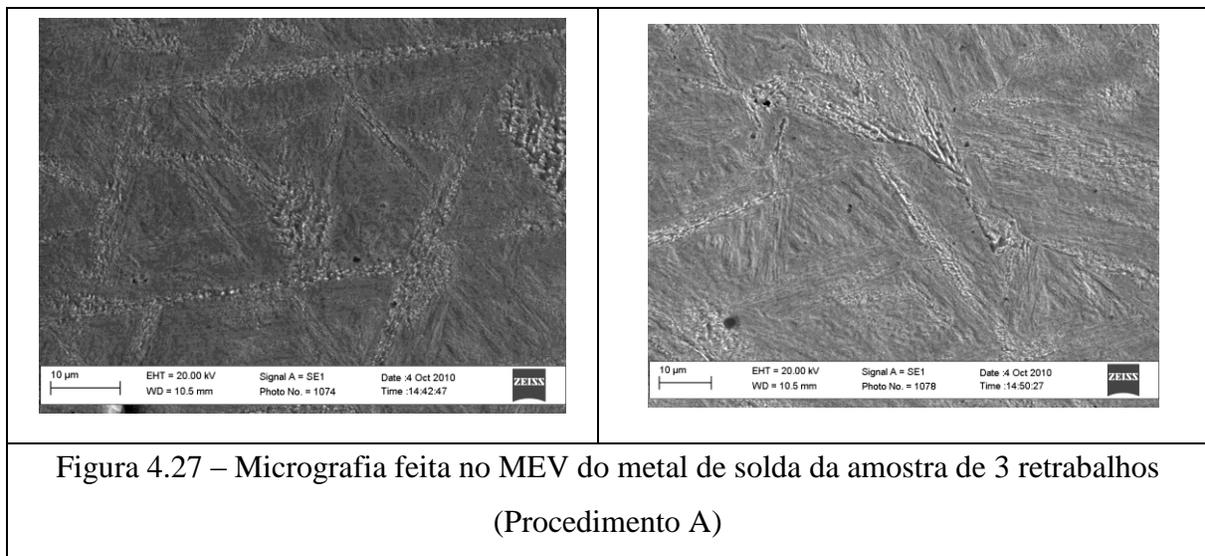


Figura 4.27 – Micrografia feita no MEV do metal de solda da amostra de 3 retrabalhos (Procedimento A)

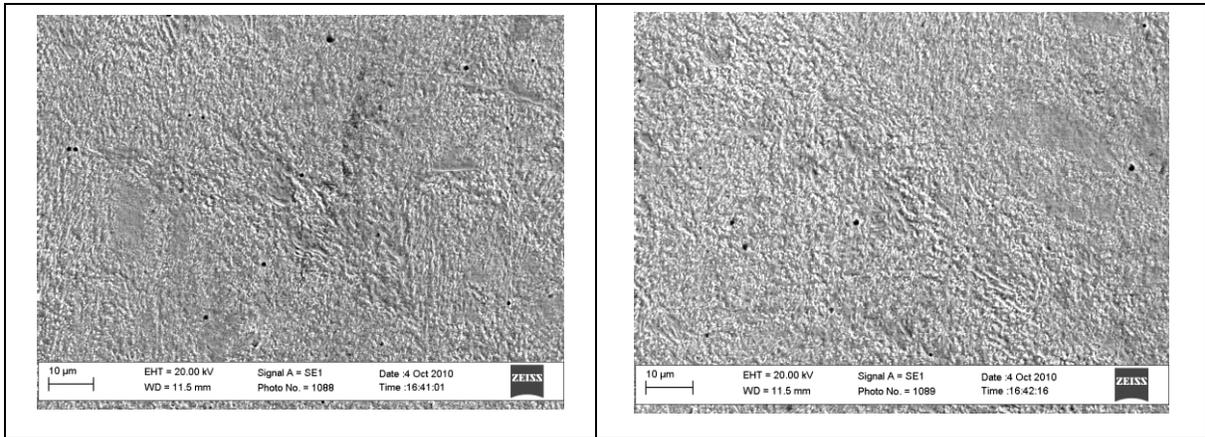
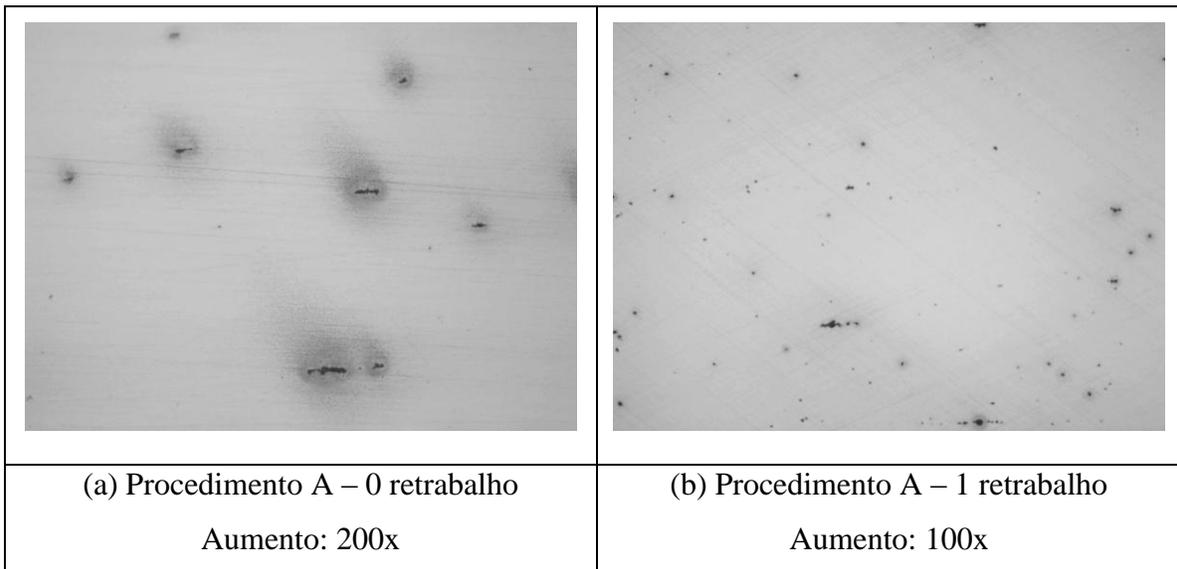


Figura 4.28 – Micrografia feita no MEV da ZAC da amostra de 3 retrabalhos
(Procedimento A)

4.1.6 Inclusões Não-Metálicas

A quantidade de inclusões não metálicas nas soldas (A) e (B) foi bem menor do que a dos metais de base. As inclusões vistas nos metais de base são alongadas, devido ao processo de laminação a que elas foram submetidas, enquanto as inclusões nos metais de solda são globulares, características de metal fundido.



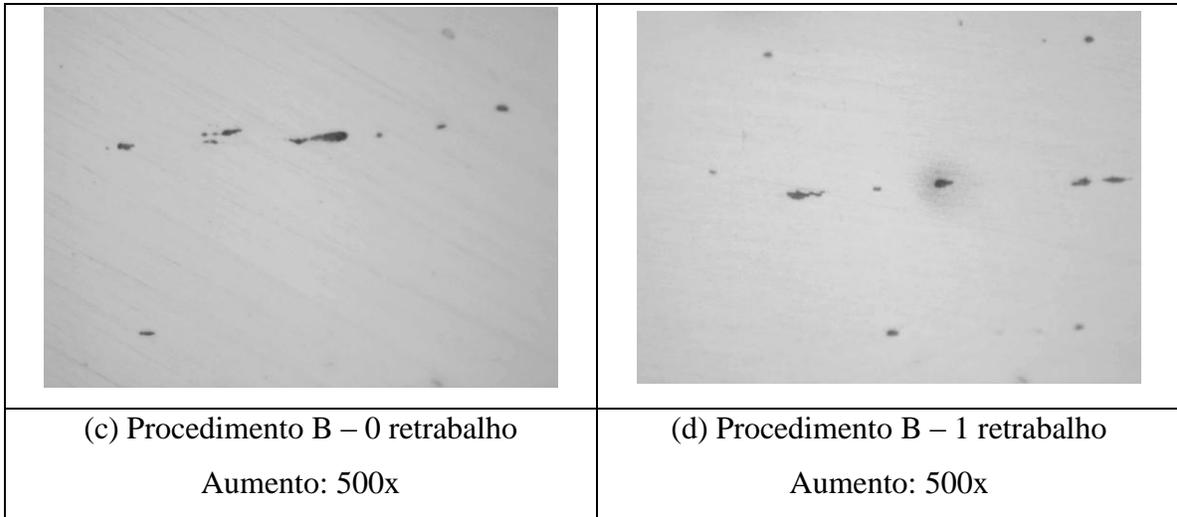
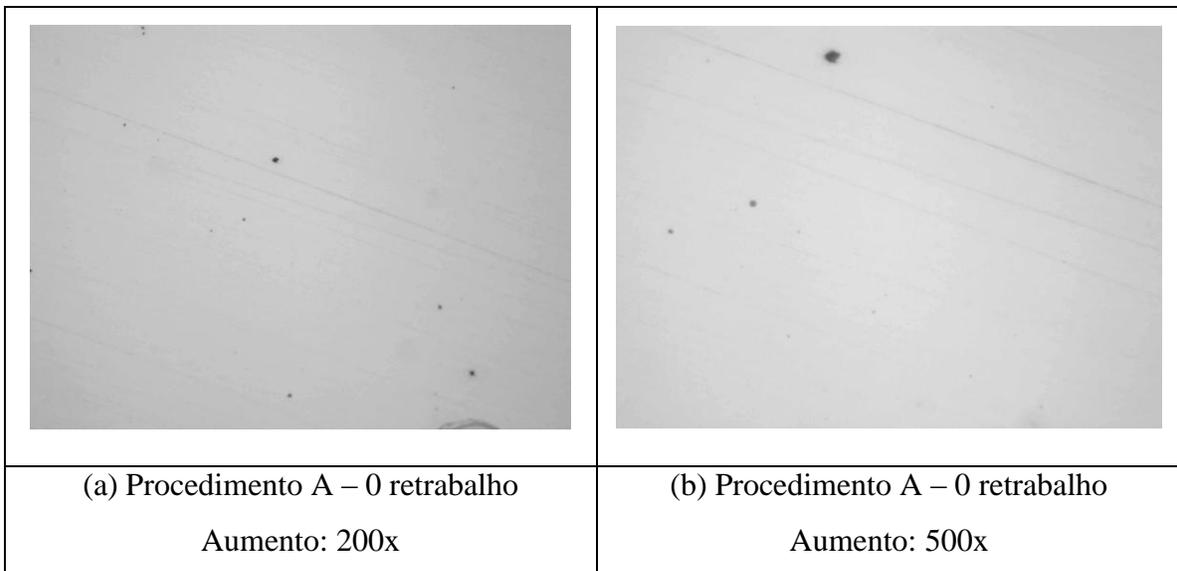


Figura 4.29 – Micrografia do metal de base: sem ataque



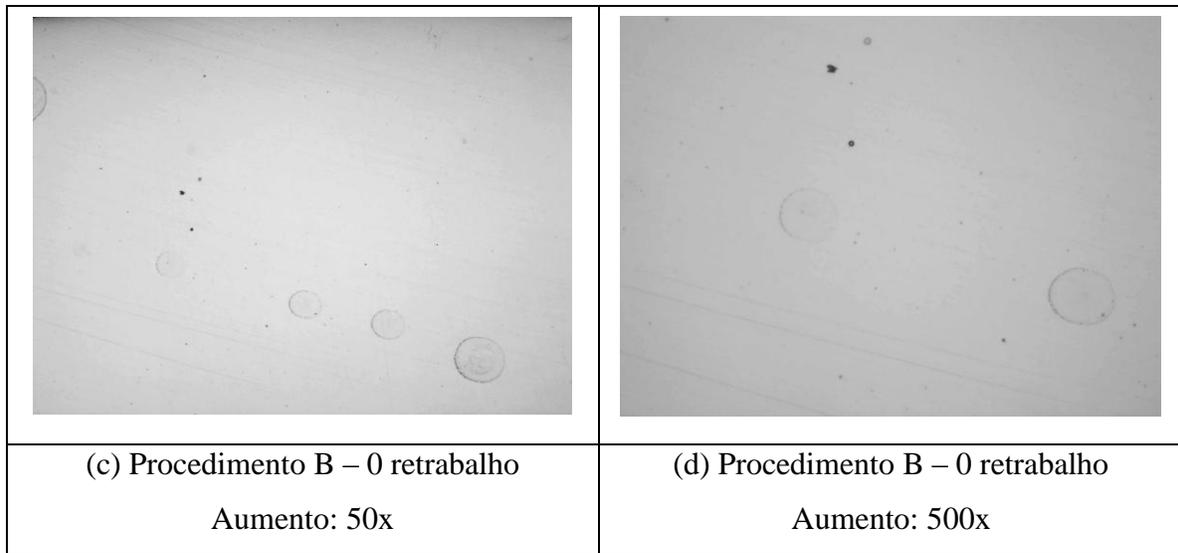


Figura 4.30 – Micrografia do metal de solda: sem ataque

Abaixo podemos analisar a tabela de resultados da contagem de inclusões não metálicas nas amostras, além de compararmos com as outras através do gráfico comparando os resultados obtidos por tipos de procedimentos.

Procedimento	N. de retrabalhos	Metal de Base
		(%)
A	0	0.70
A	1	0.87
A	2	1.33
A	3	0.67
A	4	0.12
B	0	0.43
B	1	0.72
B	2	0.75
B	3	0.50

Tabela 4.3 – Porcentagem de inclusões não metálicas nas amostras

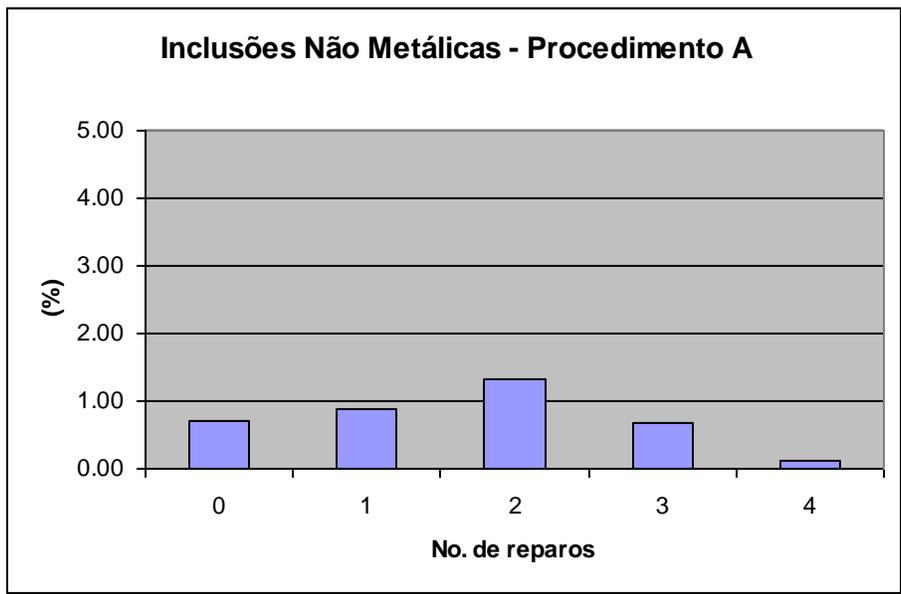


Figura 4.31 – Gráfico comparando a porcentagem de inclusões não metálicas (Procedimento A)

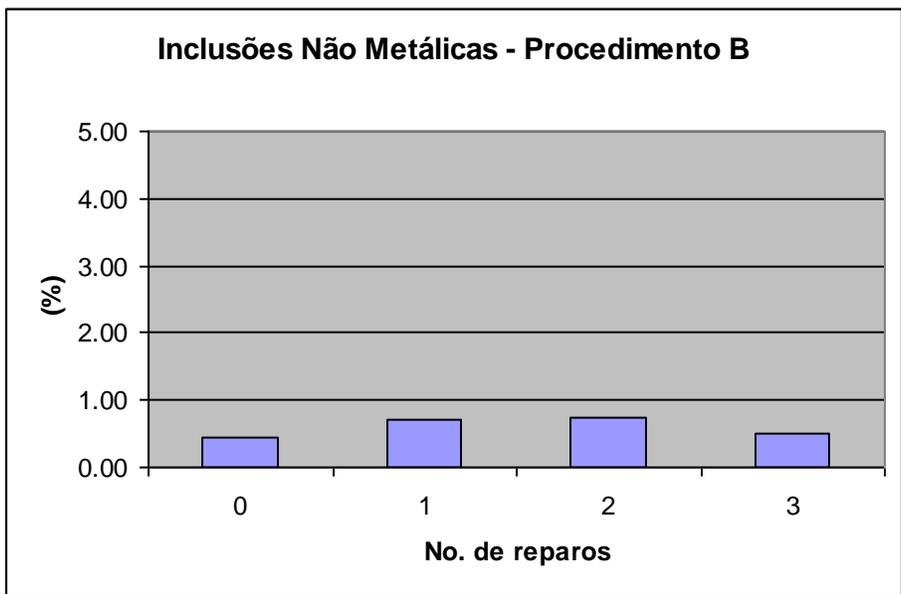
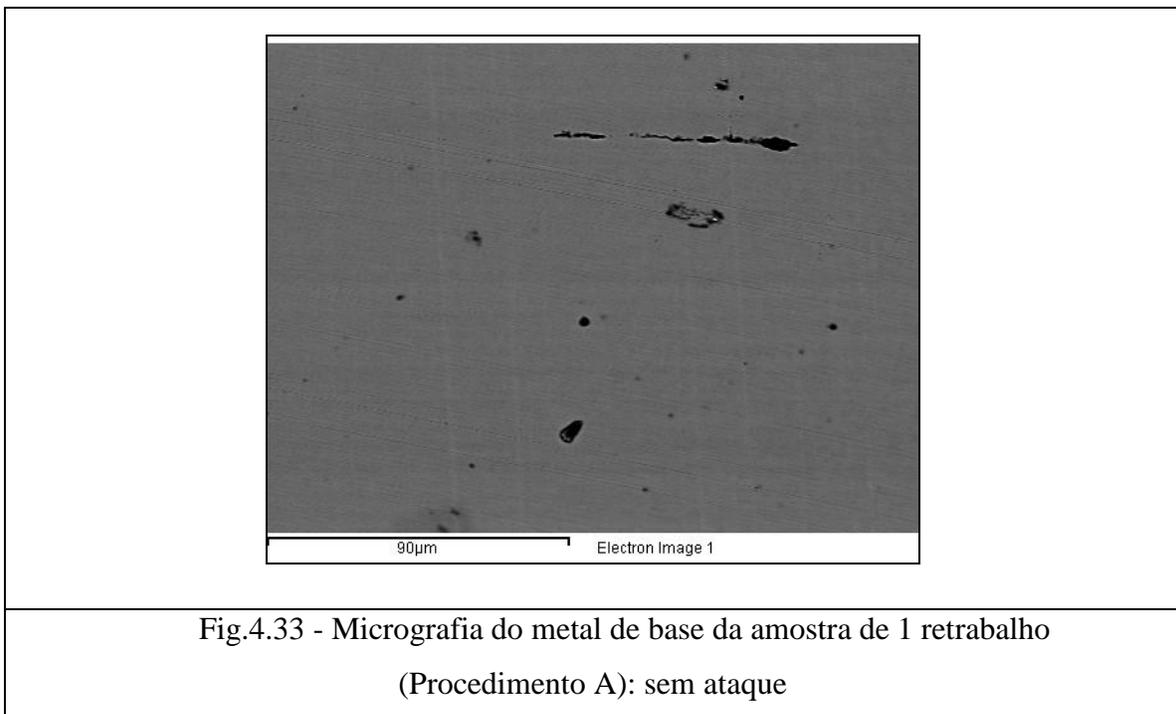
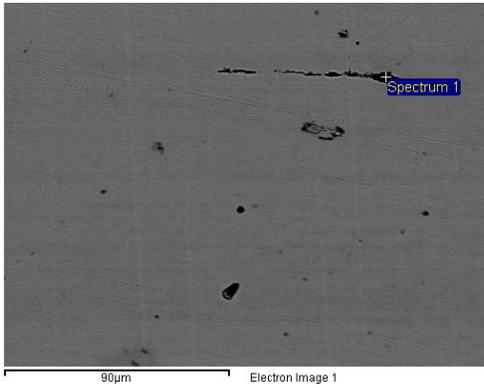


Figura 4.32 – Gráfico comparando a porcentagem de inclusões não metálicas (Procedimento B)

Para a identificação dos precipitados presentes no material, visualizados nas micrografias óticas e no MEV, foi realizada uma espectrometria de energia dispersiva de raios-x – EDS, em duas amostras, nas de 1 retrabalho, soldadas através do procedimento A e do procedimento B.

. Procedimento (A) – 1 retrabalho:

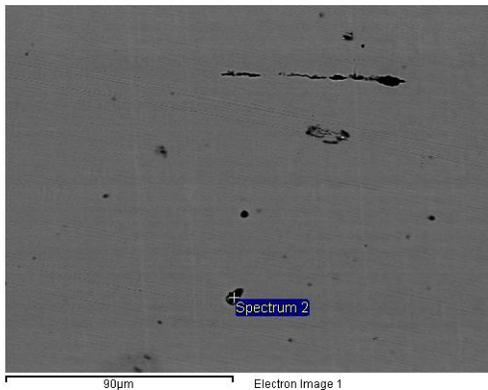




Processing option : All elements analyzed (Normalised)
 Number of iterations = 5

Standard :
 C CaCO3
 O SiO2
 Al Al2O3
 Si SiO2
 S FeS2
 Cl KCl
 Ca Wollastonite
 Cr Cr
 Mn Mn
 Fe Fe
 Rb Not defined

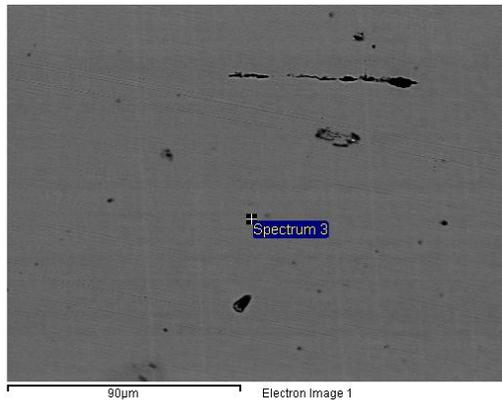
Element	Weight%	Atomic%
C	28.38	56.66
O	11.13	16.68
Al	0.12	0.10
Si	0.23	0.19
S	0.85	0.64
Cl	0.44	0.30
Ca	0.42	0.25
Cr	2.02	0.93
Mn	0.50	0.22
Fe	55.95	24.03
Rb	-0.03	-0.01
Total	100.00	



Processing option : All elements analyzed (Normalised)
 Number of iterations = 3

Standard :
 O SiO2
 Si SiO2
 Cr Cr
 Mn Mn
 Fe Fe
 Rb Not defined

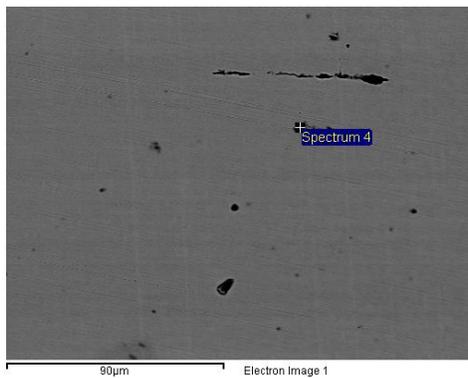
Element	Weight%	Atomic%
O	24.66	53.20
Si	0.33	0.41
Cr	0.52	0.35
Mn	0.39	0.24
Fe	74.19	45.84
Rb	-0.10	-0.04
Total	100.00	



Processing option : All elements analyzed (Normalised)
 Number of iterations = 4

Standard :
 O SiO2
 Na Albite
 Al Al2O3
 Si SiO2
 Ca Wollastonite
 Cr Cr
 Mn Mn
 Fe Fe
 Ta Ta

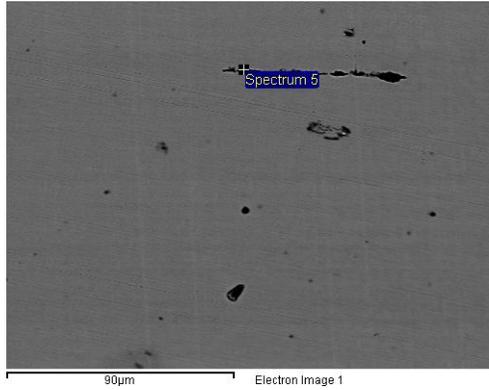
Element	Weight%	Atomic%
O	27.61	49.38
Na	5.22	6.50
Al	5.92	6.28
Si	12.56	12.80
Ca	0.81	0.58
Cr	0.59	0.33
Mn	0.31	0.16
Fe	46.72	23.94
Ta	0.25	0.04
Total	100.00	



Processing option : All elements analyzed (Normalised)
 Number of iterations = 3

Standard :
 O SiO2
 Si SiO2
 Cl KCl
 Cr Cr
 Mn Mn
 Fe Fe
 Rb Not defined

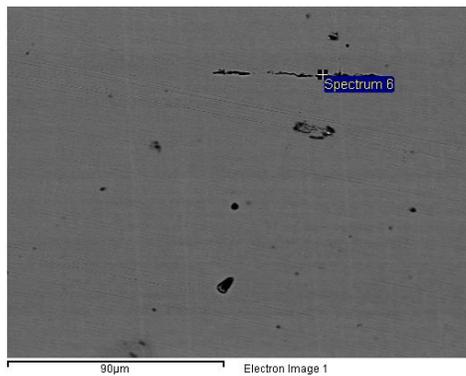
Element	Weight%	Atomic%
O	6.04	18.22
Si	0.39	0.67
Cl	0.33	0.44
Cr	0.96	0.89
Mn	0.55	0.48
Fe	91.86	79.37
Rb	-0.12	-0.07
Total	100.00	

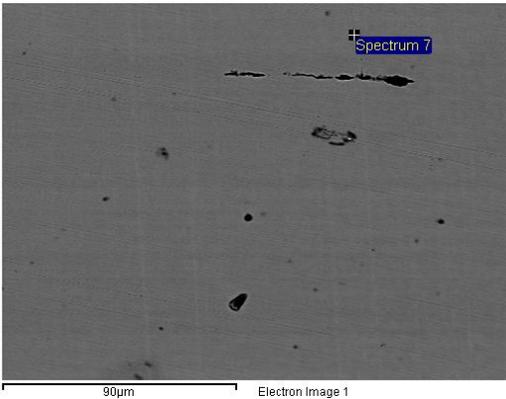


Processing option : All elements analyzed (Normalised)
 Number of iterations = 2

Standard :
 Si SiO2
 S FeS2
 Ca Wollastonite
 Cr Cr
 Mn Mn
 Fe Fe
 Rb Not defined

Element	Weight%	Atomic%
Si	0.40	0.78
S	0.83	1.41
Ca	1.20	1.64
Cr	1.13	1.19
Mn	0.63	0.63
Fe	95.87	94.37
Rb	-0.05	-0.03
Total	100.00	



<p>Processing option : All elements analyzed (Normalised) Number of iterations = 3</p> <p>Standard :</p> <p>C CaCO3 O SiO2 Si SiO2 S FeS2 Cl KCl Ca Wollastonite Cr Cr Mn Mn Fe Fe Rb Not defined</p>	<table border="1"> <thead> <tr> <th>Element</th> <th>Weight%</th> <th>Atomic%</th> </tr> </thead> <tbody> <tr><td>C</td><td>5.58</td><td>20.07</td></tr> <tr><td>O</td><td>3.20</td><td>8.63</td></tr> <tr><td>Si</td><td>0.15</td><td>0.23</td></tr> <tr><td>S</td><td>0.47</td><td>0.63</td></tr> <tr><td>Cl</td><td>0.37</td><td>0.45</td></tr> <tr><td>Ca</td><td>0.35</td><td>0.38</td></tr> <tr><td>Cr</td><td>1.52</td><td>1.26</td></tr> <tr><td>Mn</td><td>0.56</td><td>0.44</td></tr> <tr><td>Fe</td><td>87.82</td><td>67.92</td></tr> <tr><td>Rb</td><td>-0.01</td><td>-0.01</td></tr> <tr> <td>Total</td> <td>100.00</td> <td></td> </tr> </tbody> </table>	Element	Weight%	Atomic%	C	5.58	20.07	O	3.20	8.63	Si	0.15	0.23	S	0.47	0.63	Cl	0.37	0.45	Ca	0.35	0.38	Cr	1.52	1.26	Mn	0.56	0.44	Fe	87.82	67.92	Rb	-0.01	-0.01	Total	100.00	
Element	Weight%	Atomic%																																			
C	5.58	20.07																																			
O	3.20	8.63																																			
Si	0.15	0.23																																			
S	0.47	0.63																																			
Cl	0.37	0.45																																			
Ca	0.35	0.38																																			
Cr	1.52	1.26																																			
Mn	0.56	0.44																																			
Fe	87.82	67.92																																			
Rb	-0.01	-0.01																																			
Total	100.00																																				
 <p style="text-align: center;">90µm Electron Image 1</p>																																					
<p>Processing option : All elements analyzed (Normalised) Number of iterations = 3</p> <p>Standard :</p> <p>O SiO2 Si SiO2 Cl KCl Cr Cr Mn Mn Fe Fe Rb Not defined</p>	<table border="1"> <thead> <tr> <th>Element</th> <th>Weight%</th> <th>Atomic%</th> </tr> </thead> <tbody> <tr><td>O</td><td>12.51</td><td>33.01</td></tr> <tr><td>Si</td><td>0.41</td><td>0.62</td></tr> <tr><td>Cl</td><td>1.03</td><td>1.22</td></tr> <tr><td>Cr</td><td>1.04</td><td>0.85</td></tr> <tr><td>Mn</td><td>0.65</td><td>0.50</td></tr> <tr><td>Fe</td><td>84.42</td><td>63.83</td></tr> <tr><td>Rb</td><td>-0.06</td><td>-0.03</td></tr> <tr> <td>Total</td> <td>100.00</td> <td></td> </tr> </tbody> </table>	Element	Weight%	Atomic%	O	12.51	33.01	Si	0.41	0.62	Cl	1.03	1.22	Cr	1.04	0.85	Mn	0.65	0.50	Fe	84.42	63.83	Rb	-0.06	-0.03	Total	100.00										
Element	Weight%	Atomic%																																			
O	12.51	33.01																																			
Si	0.41	0.62																																			
Cl	1.03	1.22																																			
Cr	1.04	0.85																																			
Mn	0.65	0.50																																			
Fe	84.42	63.83																																			
Rb	-0.06	-0.03																																			
Total	100.00																																				

. Procedimento (B) – 1 retrabalho:

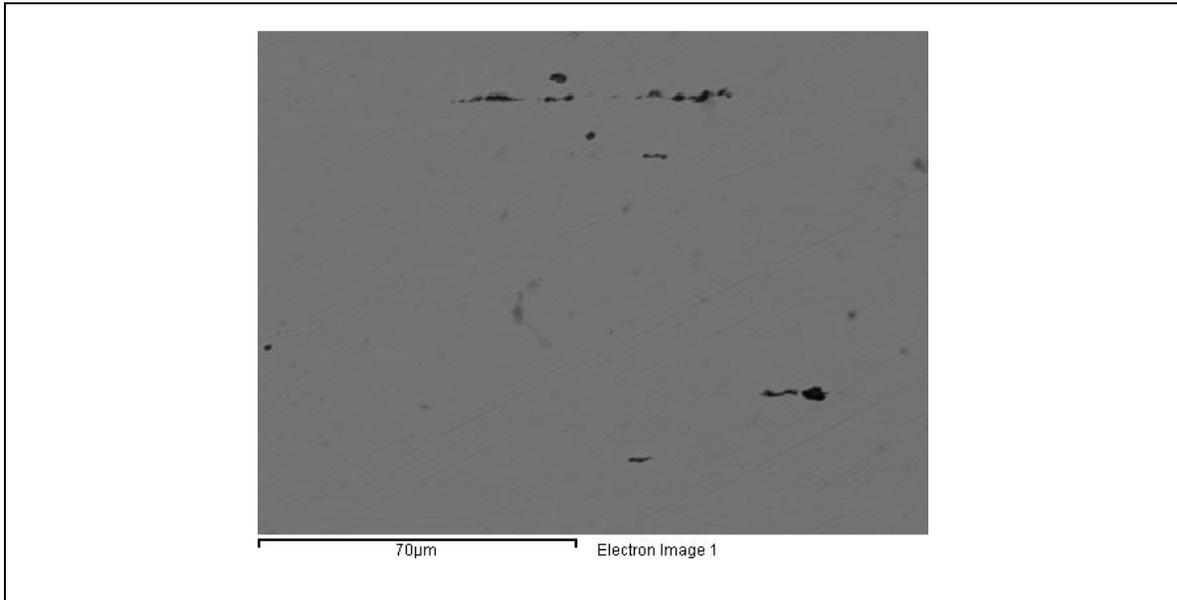
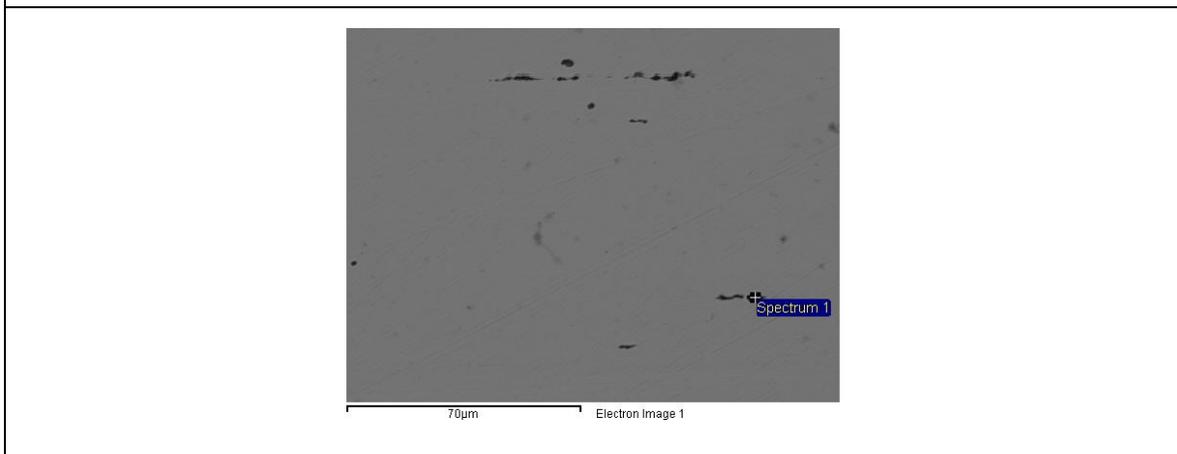


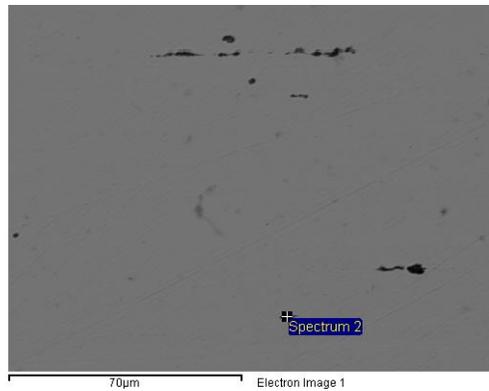
Fig.4.34 - Micrografia do metal de base da amostra de 1 retrabalho
(Procedimento B): sem ataque



Processing option : All elements analyzed (Normalised)
 Number of iterations = 4

Standard :
 C CaCO3
 O SiO2
 Si SiO2
 S FeS2
 Cl KCl
 Ca Wollastonite
 Cr Cr
 Mn Mn
 Fe Fe

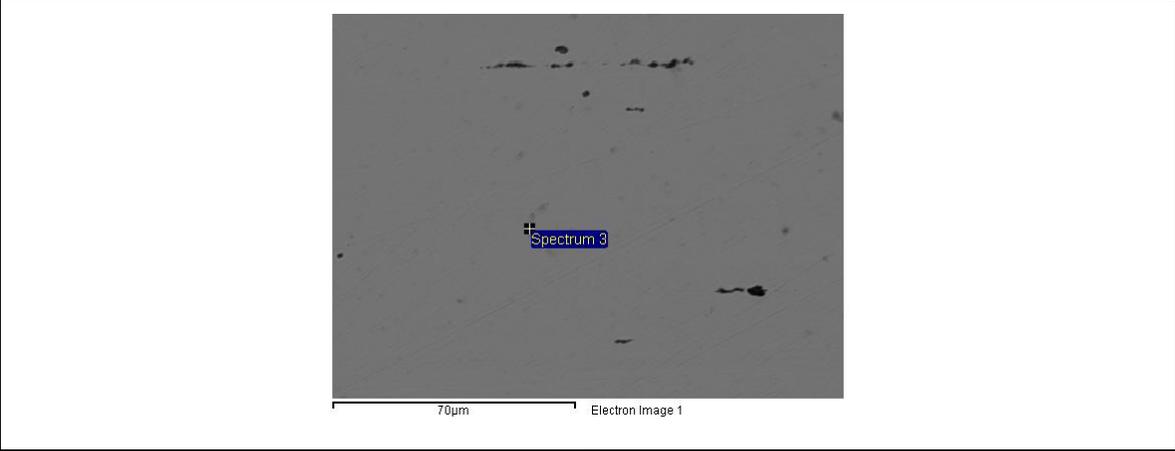
Element	Weight%	Atomic%
C	14.85	38.49
O	9.35	18.21
Si	0.40	0.45
S	0.67	0.65
Cl	0.78	0.68
Ca	1.08	0.84
Cr	1.32	0.79
Mn	0.44	0.25
Fe	71.11	39.65
Total	100.00	



Processing option : All elements analyzed (Normalised)
 Number of iterations = 3

Standard :
 C CaCO3
 Si SiO2
 Cr Cr
 Mn Mn
 Fe Fe
 Rb Not defined

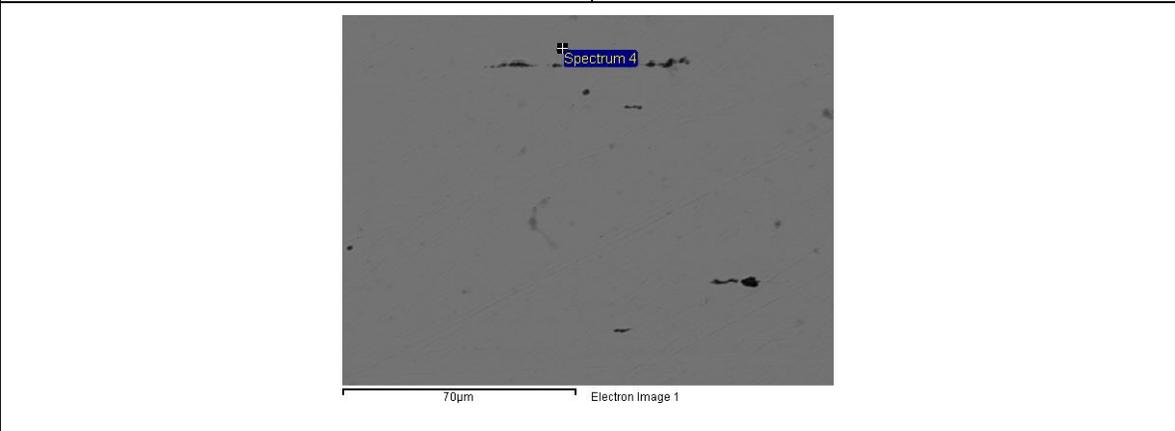
Element	Weight%	Atomic%
C	3.89	15.76
Si	0.47	0.81
Cr	1.13	1.06
Mn	0.63	0.56
Fe	94.00	81.88
Rb	-0.12	-0.07
Total	100.00	



Processing option : All elements analyzed (Normalised)
 Number of iterations = 3

Standard :
 C CaCO3
 Si SiO2
 Cr Cr
 Mn Mn
 Fe Fe
 Rb Not defined

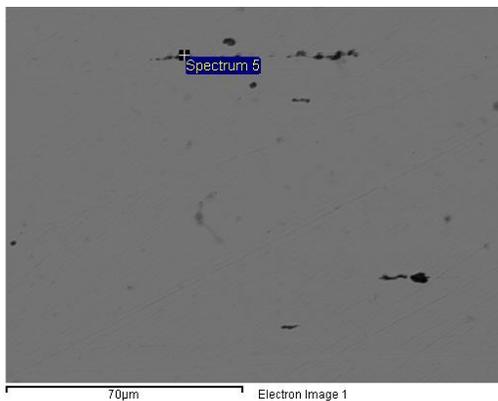
Element	Weight%	Atomic%
C	4.24	17.00
Si	0.41	0.71
Cr	1.02	0.94
Mn	0.60	0.53
Fe	93.78	80.86
Rb	-0.05	-0.03
Total	100.00	



Processing option : All elements analyzed (Normalised)
 Number of iterations = 2

Standard :
 Si SiO2
 Cr Cr
 Mn Mn
 Fe Fe
 Rb Not defined

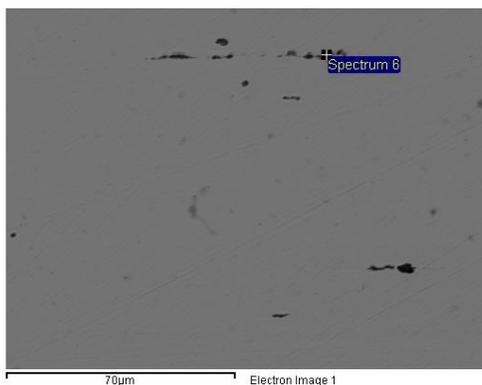
Element	Weight%	Atomic%
Si	0.51	1.02
Cr	1.21	1.29
Mn	0.72	0.72
Fe	97.63	97.02
Rb	-0.07	-0.05
Total	100.00	



Processing option : All elements analyzed (Normalised)
 Number of iterations = 2

Standard :
 Si SiO2
 Cr Cr
 Mn Mn
 Fe Fe
 Rb Not defined

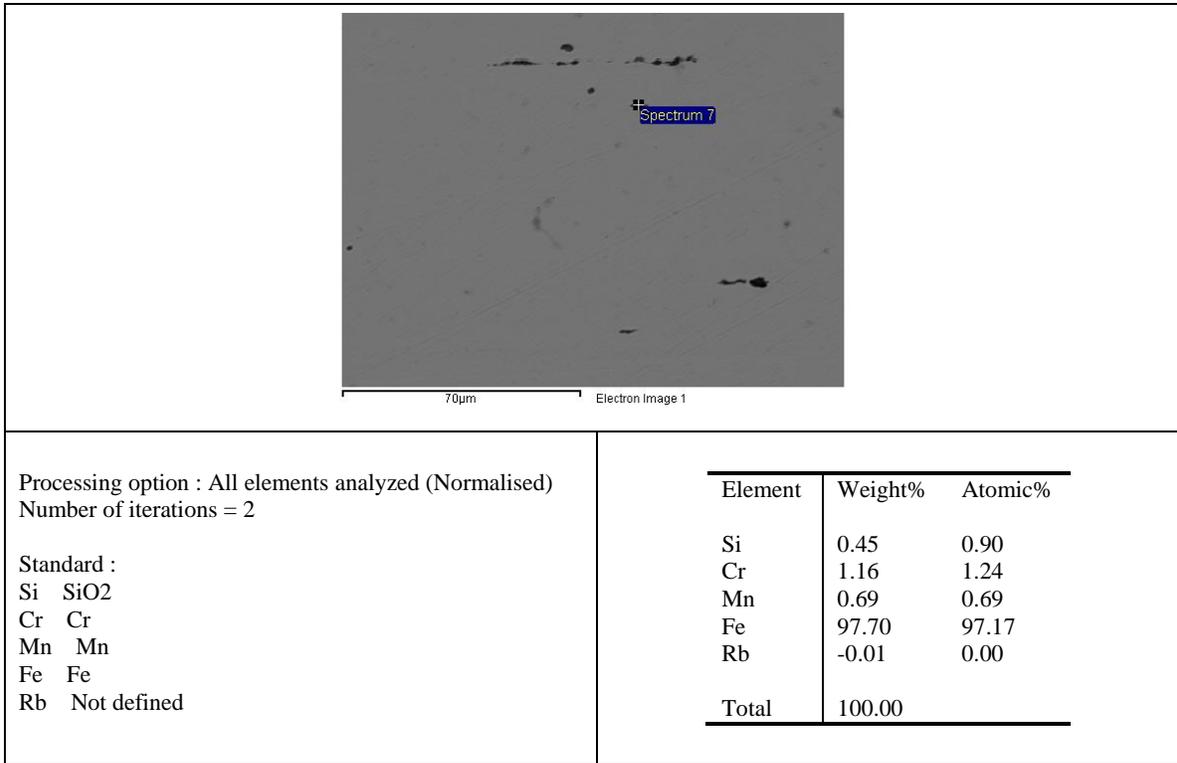
Element	Weight%	Atomic%
Si	0.43	0.84
Cr	1.07	1.14
Mn	0.63	0.64
Fe	97.93	97.42
Rb	-0.06	-0.04
Total	100.00	



Processing option : All elements analyzed (Normalised)
 Number of iterations = 2

Standard :
 Si SiO2
 Cr Cr
 Mn Mn
 Fe Fe
 Rb Not defined

Element	Weight%	Atomic%
Si	0.45	0.88
Cr	1.08	1.16
Mn	0.60	0.61
Fe	97.93	97.39
Rb	-0.06	-0.04
Total	100.00	



4.1.7 Tamanho de Grão

Os tamanhos de grão medido nas amostras podem ser visto na tabela abaixo. A única exceção se deve a contagem do tamanho de grão do metal de solda da amostra de 3 retrabalhos pelo procedimento A, visto que os grãos no metal de solda crescerem de forma colunar, dificultando assim uma medição precisa, já que a norma ASTM E 112 é usada para grãos equiaxiais.

Procedimento	N. de retrabalhos	Regiões	
		ZAC - GG	M.S.
		μm	μm
A	0	88.22	31.70
A	1	87.88	27.78
A	2	123.11	27.68
A	3	97.64	-
A	4	102.42	41.09
B	0	103.45	58.09
B	1	108.49	31.96
B	2	97.23	25.09
B	3	100.87	60.57

Tabela 4.4 – Tamanho de grão das amostras

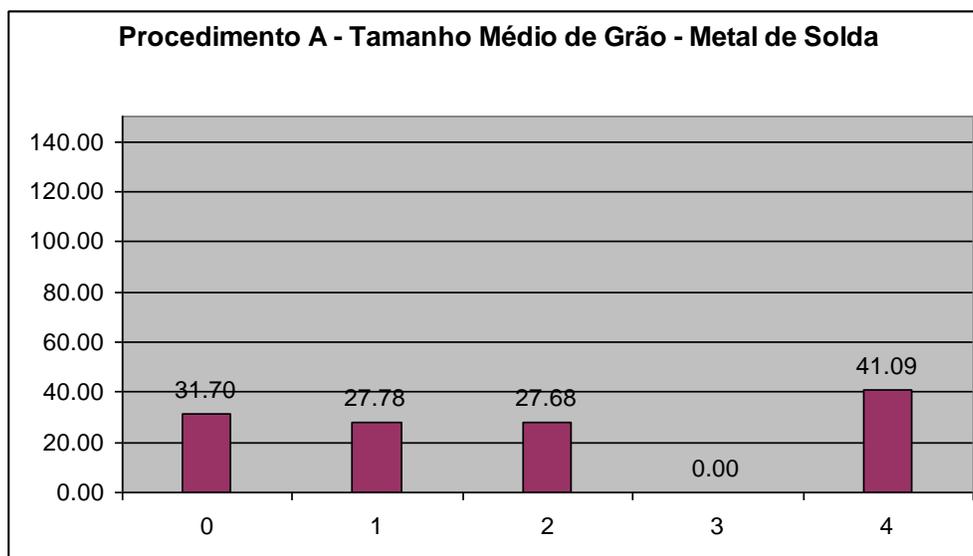


Figura 4.35 – Gráfico do tamanho de grão no metal de base das amostras (Procedimento A)

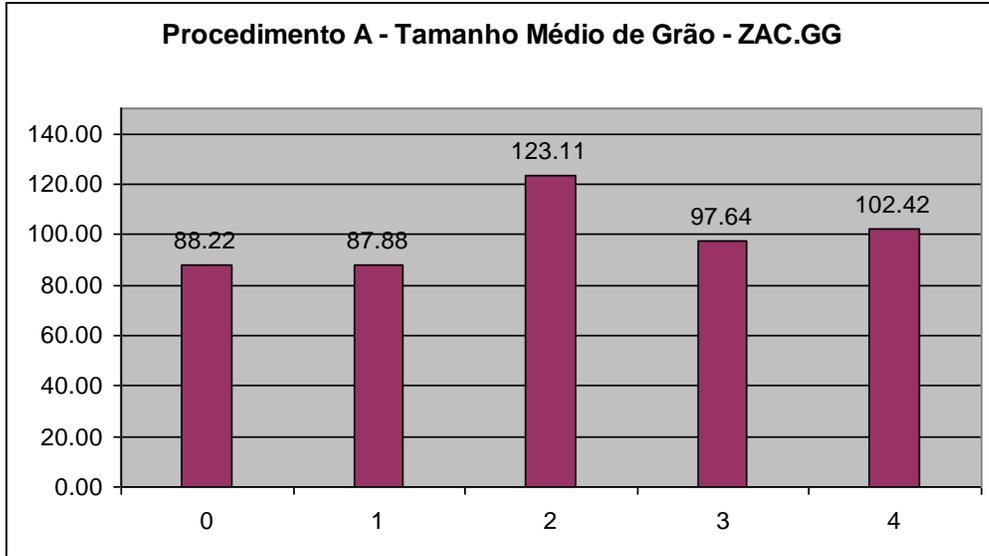


Figura 4.36 – Gráfico do tamanho de grão na ZAC de grãos grosseiros das amostras (Procedimento A)

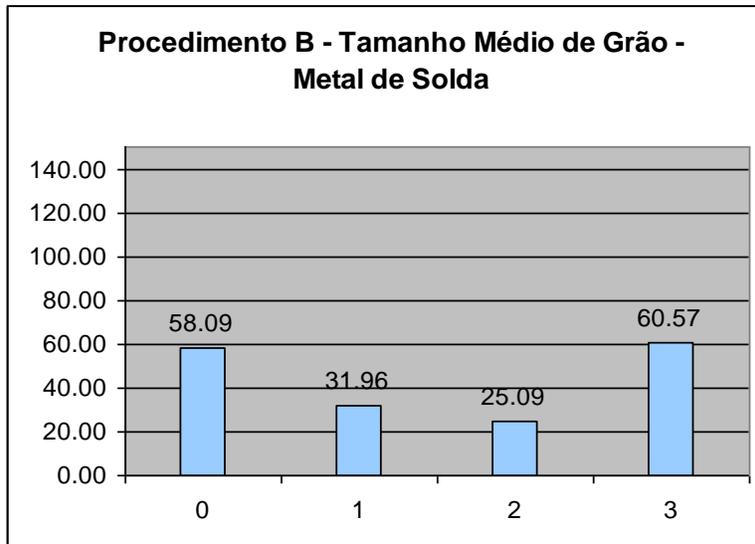


Figura 4.37 – Gráfico do tamanho de grão no metal de base das amostras (Procedimento B)

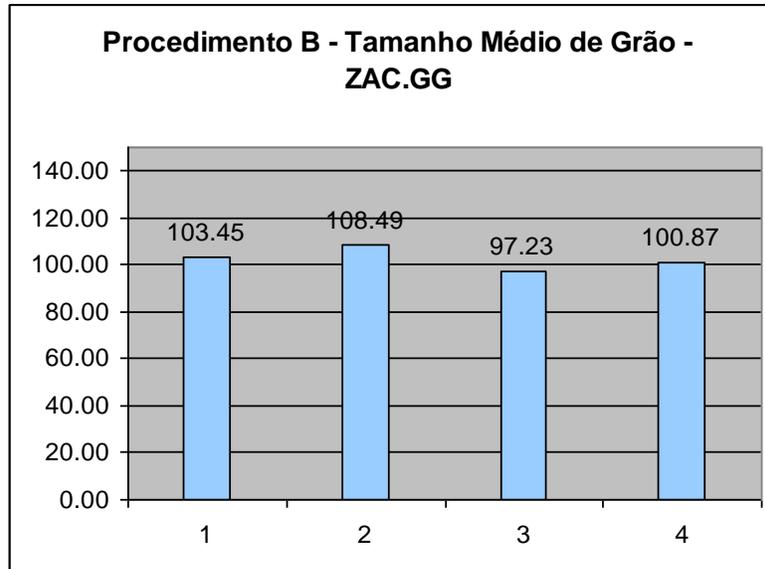


Figura 4.38 – Gráfico do tamanho de grão na ZAC de grãos grosseiros das amostras (Procedimento B)

4.2 Dureza Vickers

Os gráficos abaixo mostram o perfil de dureza ao longo de cada junta soldada.

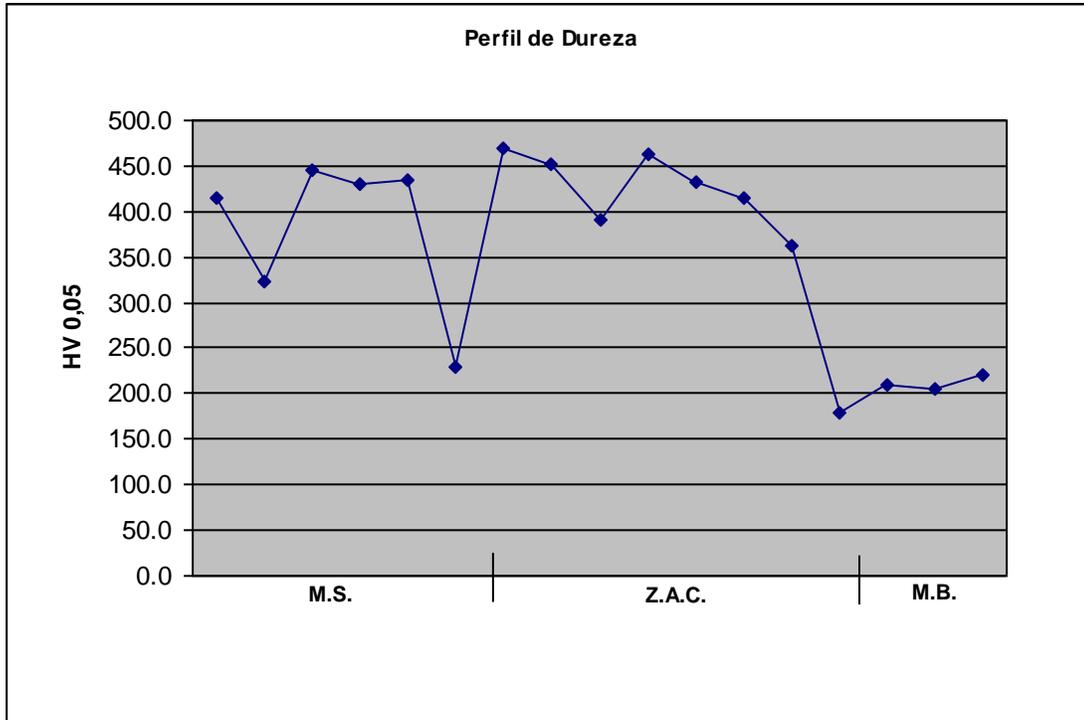


Figura 4.39 – Perfil de dureza da amostra de 0 retrabalho (Procedimento A)

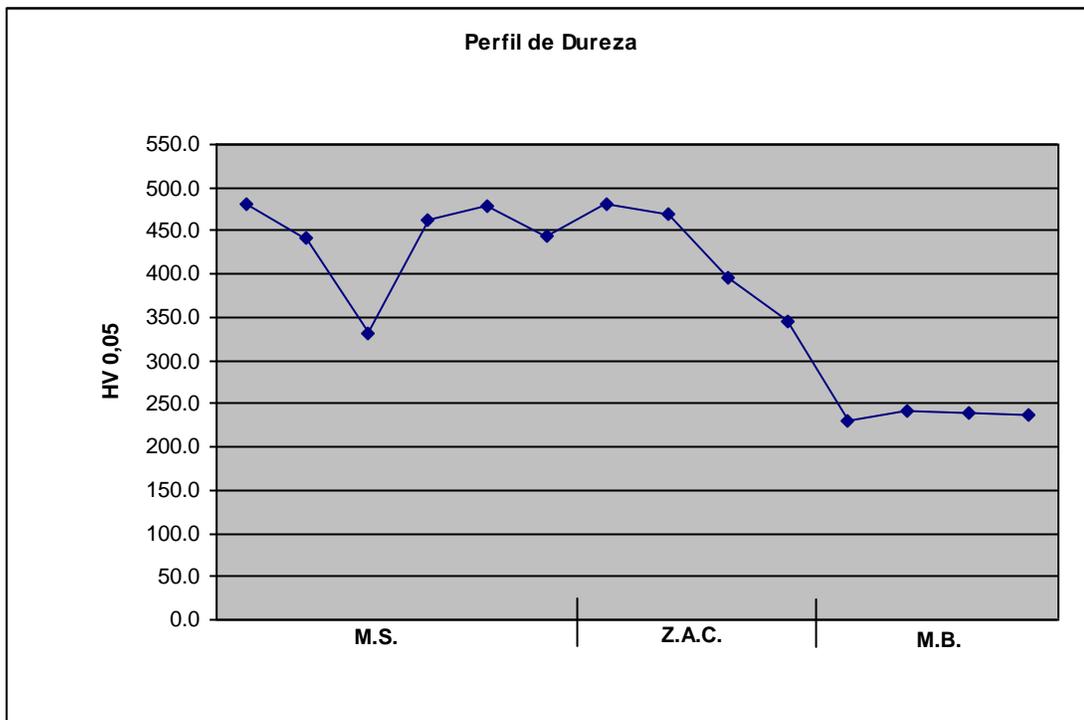


Figura 4.40 – Perfil de dureza da amostra de 1 retrabalho (Procedimento A)

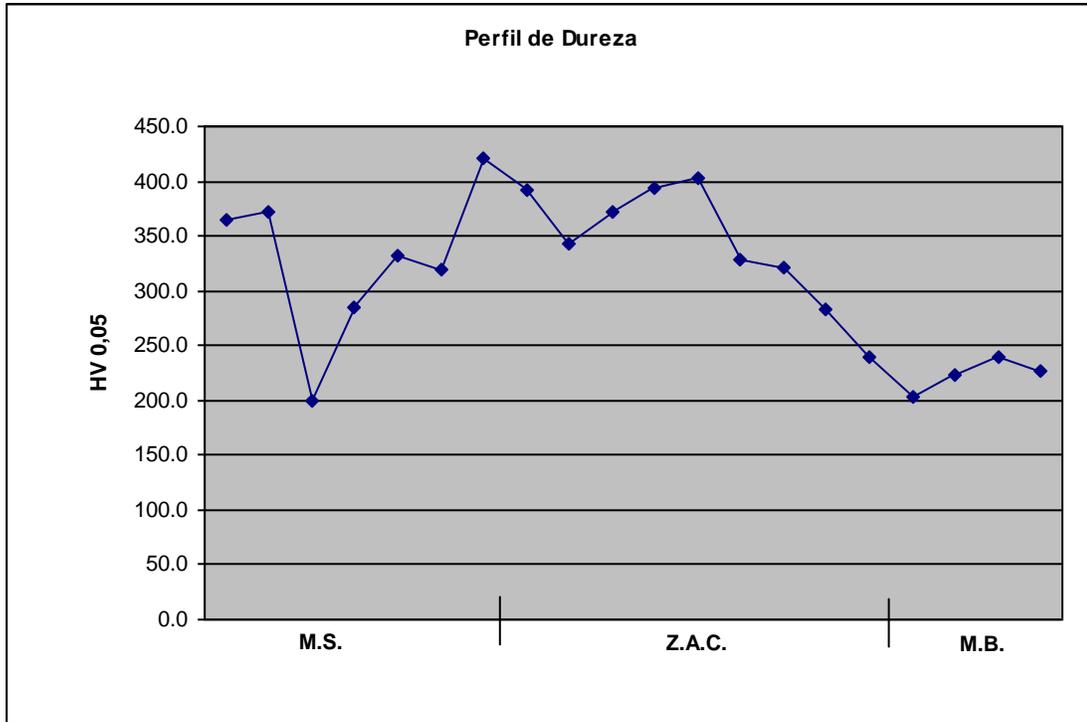


Figura 4.41 – Perfil de dureza da amostra de 2 retrabalhos (Procedimento A)

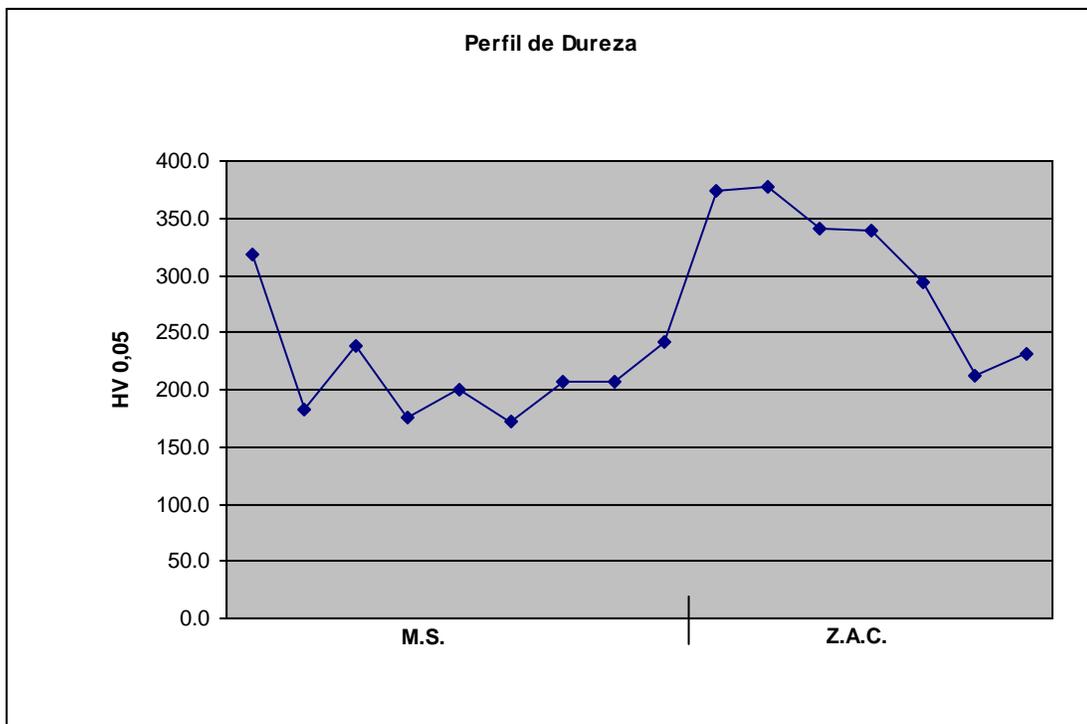


Figura 4.42 – Perfil de dureza da amostra de 3 retrabalhos (Procedimento A)

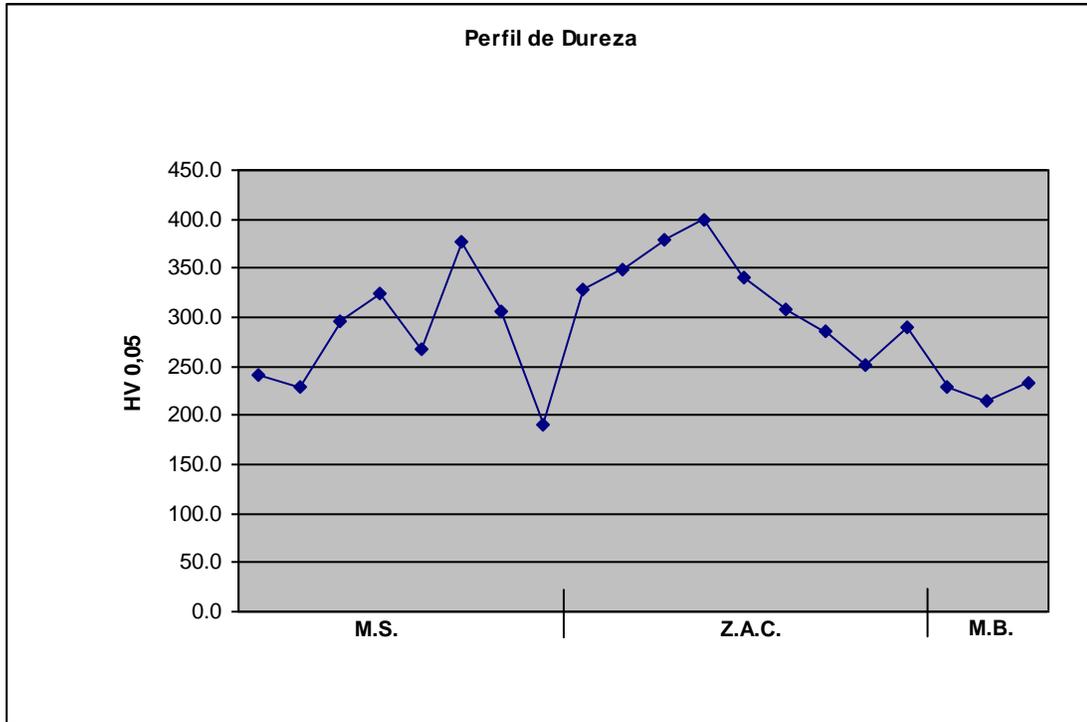


Figura 4.43 – Perfil de dureza da amostra de 4 retrabalhos (Procedimento A)

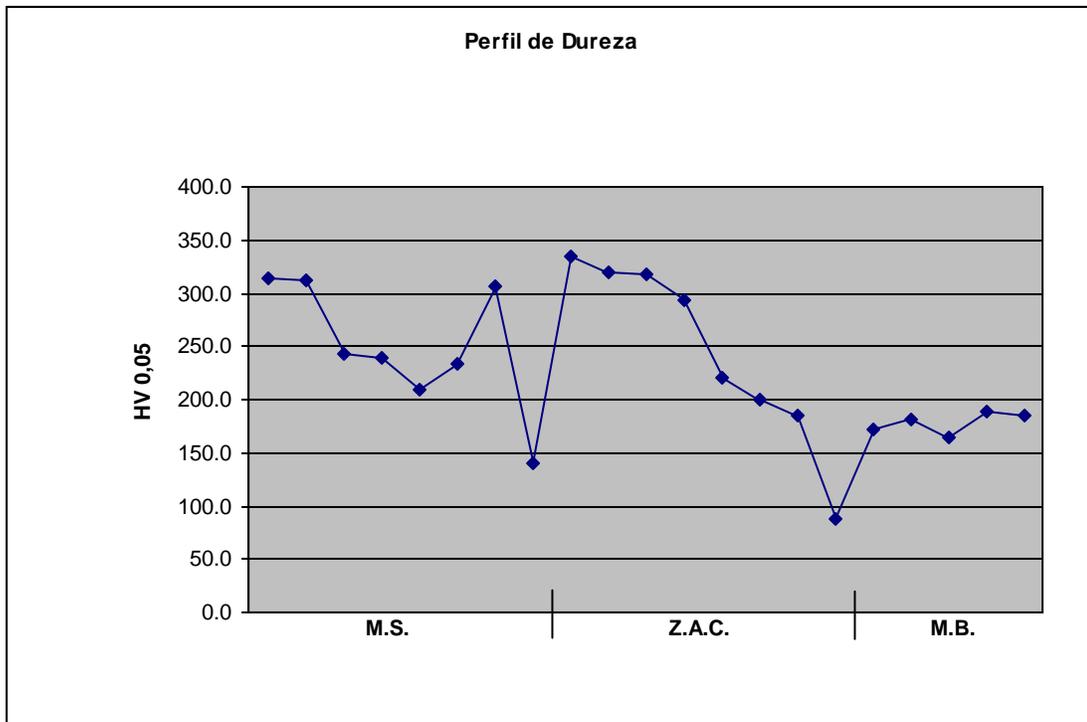


Figura 4.44 – Perfil de dureza da amostra de 0 retrabalho (Procedimento B)

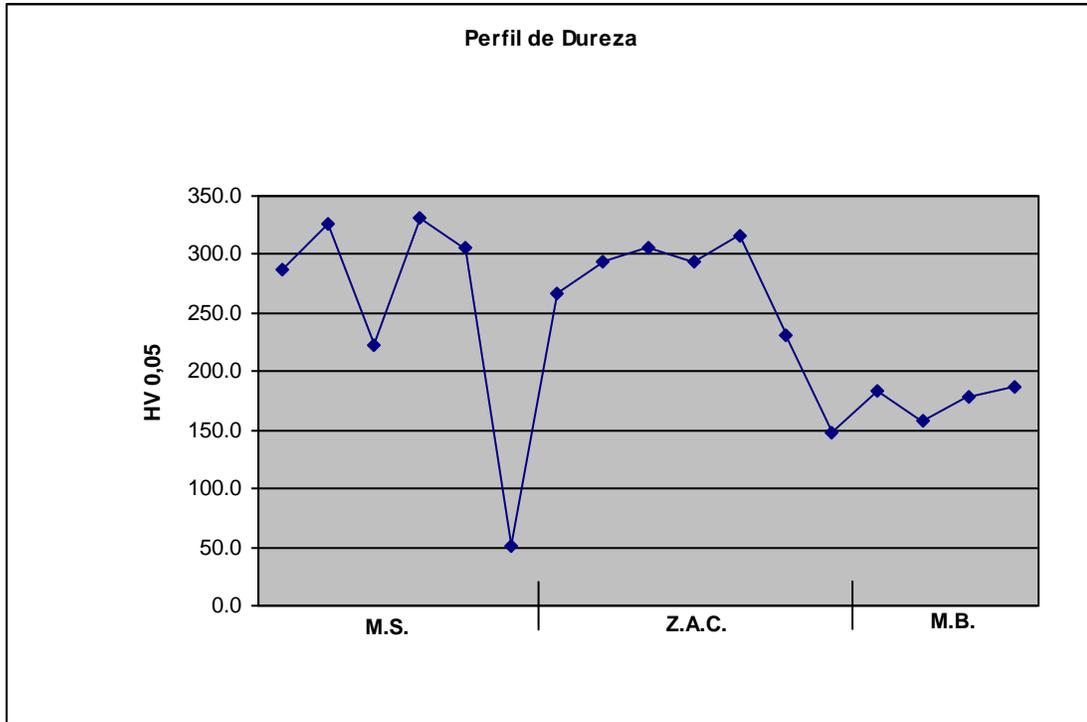


Figura 4.45 – Perfil de dureza da amostra de 1 retrabalho (Procedimento B)

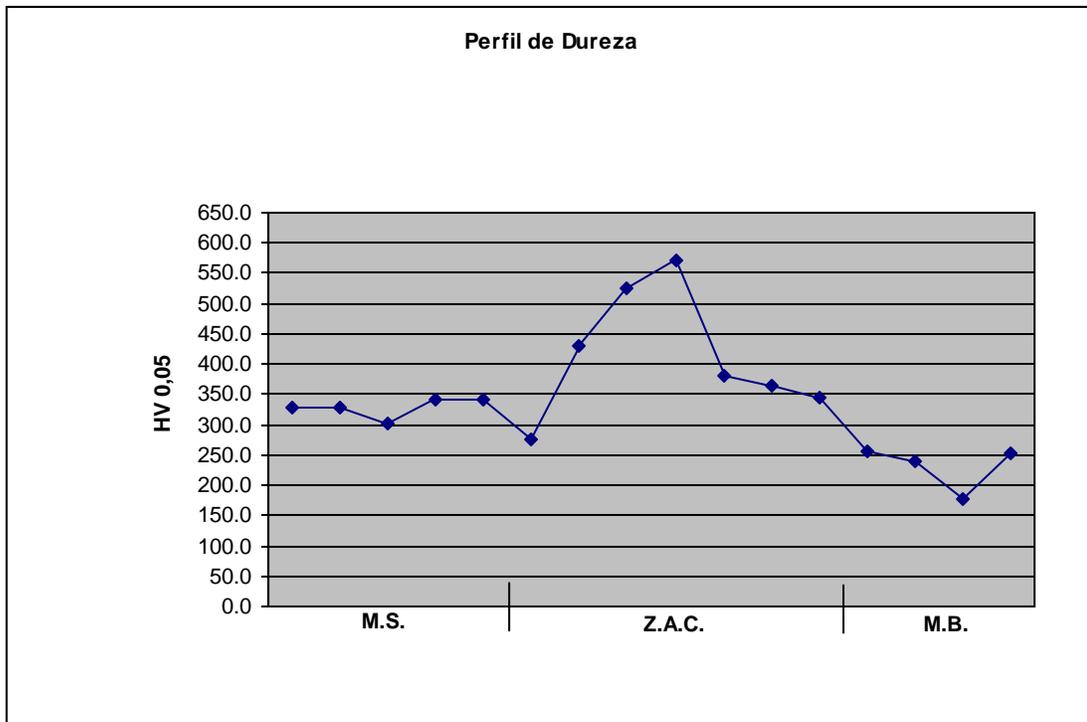


Figura 4.46 – Perfil de dureza da amostra de 2 retrabalhos (Procedimento B)

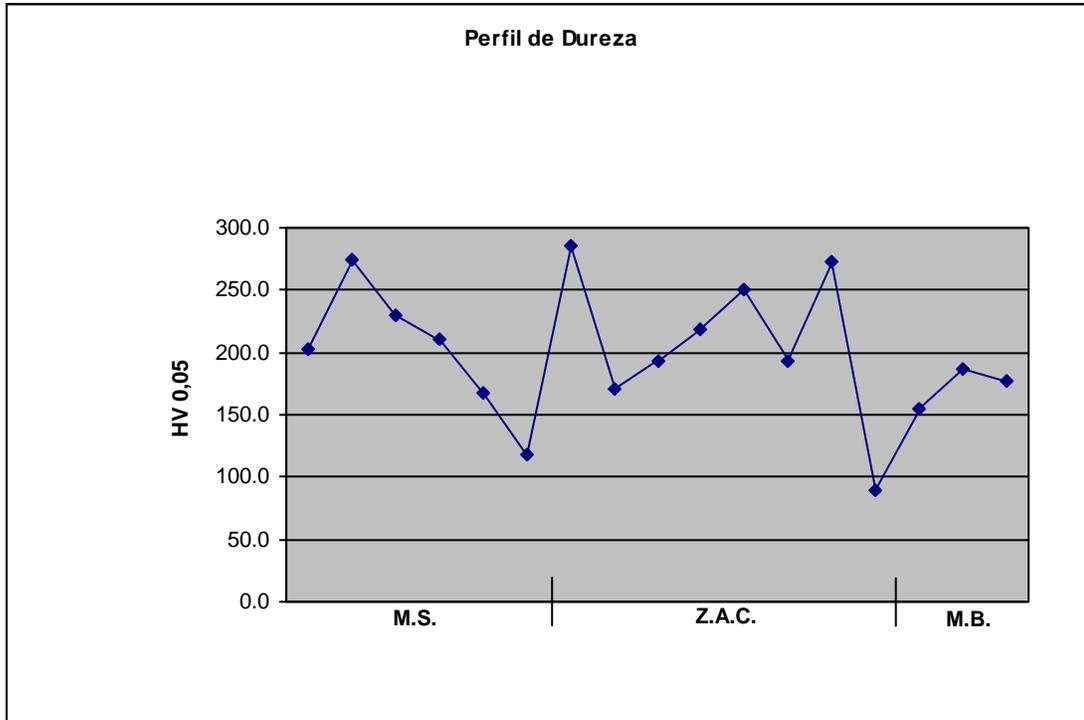
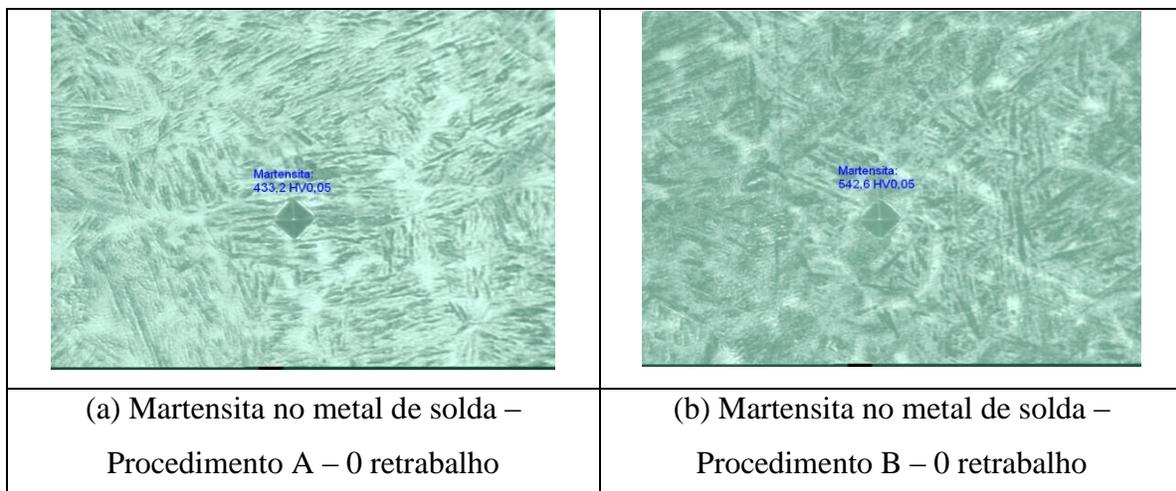


Figura 4.47 – Perfil de dureza da amostra de 3 retrabalhos (Procedimento B)

Como podemos observar nos gráficos acima, nem sempre há uma coerência quanto aos resultados obtidos, isso se deve em fato aos diferentes constituintes encontrados nas amostras analisadas. Em vista desse ocorrido, foi realizada uma análise de microdureza em alguns constituintes, como podemos ver nas figuras a seguir.



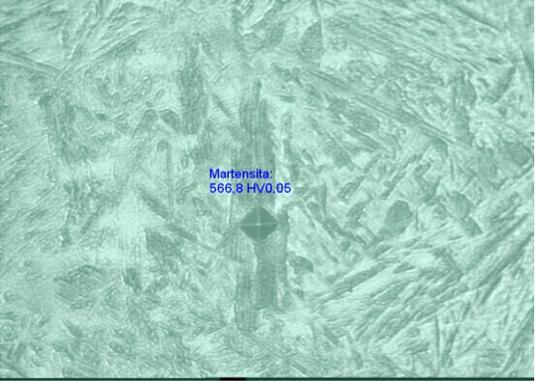
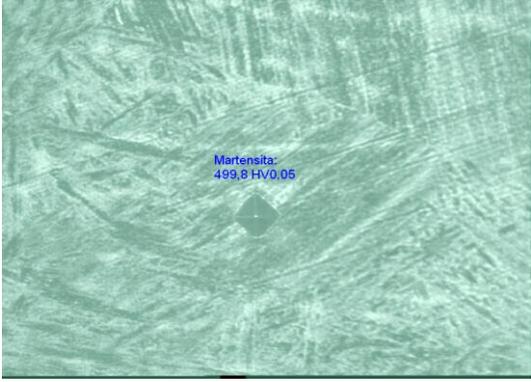
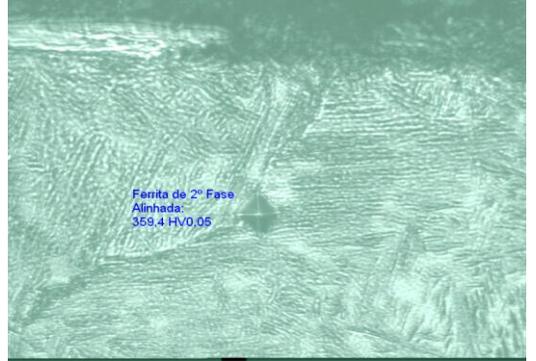
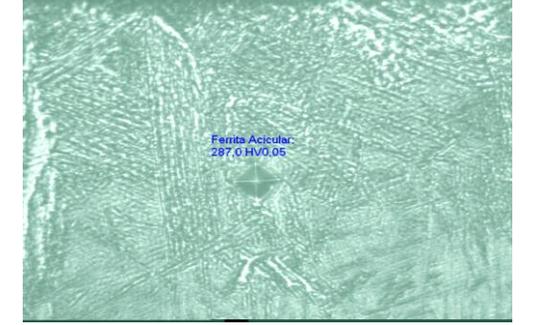
 <p>Martensita: 566.8 HV0.05</p>	 <p>Martensita: 499.8 HV0.05</p>
<p>(c) Martensita na Z.A.C.– Procedimento A – 0 retrabalho</p>	<p>(d) Martensita na Z.A.C.– Procedimento B – 0 retrabalho</p>
 <p>Ferrita de 2ª Fase Alinhada: 359.4 HV0.05</p>	 <p>ferrita de 2ª fase alinhada: 349.9 HV0.05</p>
<p>(e) Ferrita de 2ª fase alinhada – Metal de solda - Procedimento A – 0 retrabalho</p>	<p>(f) Ferrita de 2ª fase alinhada – Metal de solda - Procedimento B – 0 retrabalho</p>
 <p>Ferrita Acicular: 287.0 HV0.05</p>	
<p>(g) Ferrita Acicular – ZAC Procedimento B – 0 retrabalho</p>	

Figura 4.48– Microdureza dos constituintes

5 Conclusão

Após analisarmos os ensaios à que essas amostras foram submetidas (tanto as soldadas pelo procedimento A quanto as soldadas pelo procedimento B), podemos ver algumas diferenças entre os resultados obtidos.

Na análise da microestrutura do metal de solda, podemos perceber que a seqüência de retrabalhos induz a formação de martensita revenida, o que acaba se tornando benéfico, já que a um aumento na tenacidade e na ductilidade. Oferecendo deste modo uma resistência maior à propagação de trincas. Fazendo a comparação entre os dois procedimentos de soldagem, percebemos que no procedimento A, a porcentagem de revenimento da martensita é maior.

Quanto ao microconstituente A-M, em todas as amostras há uma certa equiparação em relação às porcentagens encontradas.

Observando outro fator importante, o tamanho de grão, percebemos que a ZAC de grãos grosseiros possuem tamanhos equivalentes para ambos os procedimentos de soldagem. A única diferença se dá no metal de solda, onde no procedimento A, temos grãos ligeiramente menores. E para tamanhos de grãos menores, a resistência mecânica aumenta.

Outra comparação a ser destacada entre as amostras de soldagem é o perfil de dureza. Neste, podemos identificar certa similaridade entre os procedimentos A e B.

Com base nos dados obtidos e analisados, podemos concluir que as amostras de ambos os procedimentos obtiveram resultados próximos, ficando neste caso difícil de priorizarmos um procedimento em detrimento do outro. O que podemos ressaltar é que à medida que se

segue a seqüência de retrabalhos, algumas propriedades são melhoradas, através do aparecimento da martensita revenida e de microestruturas ferríticas.

6 Referências Bibliográficas

ALÉ, R. M., 1994, *Efeito da Adição de Elementos de Liga (Cu e Ni) nas Propriedades Mecânicas e Microestruturais da ZAC de Aços C-Mn Microligados ao Nb*. Tese de Doutorado. Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

ALÉ, R.M., JORGE, J. C. F., REBELLO, J. M. A., 2002, “Constituintes microestruturais de soldas de aços C-Mn baixa liga. Parte I: Conceitos básicos”. *Soldagem & Materiais*.

ASM, 1990, **Properties and Selction: Irons, Steels, and High Performance Alloys**, Metals HandBook, v. 1, Metals Park, Ohio.

ASTM E 562-05 Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count

ASTM E 112-96 Standard Test Methods for Determining Average Grain Size

CUNHA, M. L. A., 2008, *Avaliação de desempenho de juntas soldadas a laser de aros de rodas automotivas de aço de alta resistência microligado ao nióbio*. Tese de Mestrado. Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

DNV-OS-F101 Submarine Pipeline Systems

GOLDENSTEIN, H. *Microscopia Ótica*. Disponível em: <[HTTP://WWW.ANGELFIRE.COM/CRAZY3/QFL2308/1_MULTIPART_XF8FF_6_MICROSCOPIA_OTICA.PDF](http://www.angelfire.com/crazy3/QFL2308/1_MULTIPART_XF8FF_6_MICROSCOPIA_OTICA.PDF)>. Acesso em: 20 out. 2010.

MODENESI, P. J., 2004, *Soldabilidade dos Aços Transformáveis*. Tese de Mestrado. Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, MG, Brasil.

NASCIMENTO, M. P., 2004, *Retrabalhos em Estruturas Aeronáuticas Soldadas - Aço ABNT 4130*. Tese de Doutorado. Universidade Estadual Paulista Júlio de Mesquita Filho, São Paulo, SP, Brasil.

NASCIMENTO, M. P., VOORWALD, H. J. C., PAYÃO, J. C., PEREIRA, C. P. M., 2009, “Efeitos de sucessivos reparos de solda TIG na resistência à fadiga por flexão alternada do aço ABNT 4130 empregado em aeronaves monomotores”. *64º Congresso Anual da ABM*, Belo Horizonte, MG, Brasil, 13-17 de Julho.

ORTEGA, L. P. C., 1999, *Efeito da adição de Ti e B na tenacidade de metal de solda obtido por arco submerso em juntas de dois passes*. Tese de Mestrado. Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

REBELLO, J. M. A., SAUER, A., 1996, *O Constituinte Austenita-Martensita (AM)*. Matéria. Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

SÁ, A. L. C., 1999, *Análise microestrutural e de propriedades mecânicas resultantes da soldagem de um aço do tipo HY-80 com os processos eletrodo revestido e arame tubular*. Tese de Mestrado. Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

TRINDADE, V. B., 2001, *Influência do tratamento térmico de normalização em metais de solda baixa liga de arco submerso*. Tese de Mestrado. Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.