


unesp  **UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA**
“JÚLIO DE MESQUITA FILHO”
CAMPUS DE GUARATINGUETÁ

MARCELO BACCILI CURY MEGID
MURILO DE FREITAS GRASSI

CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DE UMA ESTRUTURA
TUBULAR AERONÁUTICA SUBMETIDA A SUCESSIVOS REPAROS DE
SOLDA TIG

Guaratinguetá
2013

MARCELO BACCILI CURY MEGID
MURILO DE FREITAS GRASSI

CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DE UMA ESTRUTURA TUBULAR
AERONÁUTICA SUBMETIDA A SUCESSIVOS REPAROS DE SOLDA TIG

Trabalho de Conclusão de Curso
apresentado ao Conselho de
Curso de Graduação em Engenharia de
Materiais da Faculdade de
Engenharia do Campus de Guaratinguetá,
Universidade Estadual Paulista, como parte
dos requisitos para obtenção do diploma
de Graduação em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Marcelino Pereira do Nascimento

Guaratinguetá
2013

M497c Megid, Marcelo Bacciili Cury
Caracterização microestrutural de uma estrutura tubular aeronáutica submetida a sucessivos reparos de solda TIG / Marcelo Bacciili Cury Megid , Murilo de Freitas Grassi . – Guaratinguetá : [s.n], 2013
61 f. : il.
Bibliografia : f. 60-61

Trabalho de Graduação em Engenharia de Materiais – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2013
Orientador: Prof. Dr. Marcelino Pereira do Nascimento

1. Aço 2. Solda e Soldagem 3. Grassi, Murilo de Freitas I .Título.

CDU 669.14


MARCELO BACCILI CURY MEGID
MURILO DE FREITAS GRASSI

ESTE TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO FOI JULGADO
ADEQUADO COMO PARTE DO REQUISITO PARA OBTENÇÃO DO
DIPLOMA DE “GRADUADO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS”

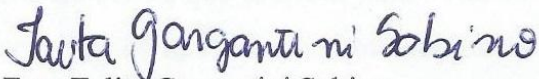
APROVADO EM SUA FORMA FINAL PELO CONSELHO DE CURSO DE
GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS


Prof. Dr. Marcos Valério Ribeiro
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. MARCELINO PEREIRA DO
NASCIMENTO

Orientador/UNESP-FEG


Eng. Talita Gargantini Sabino
Membro Externo


Eng. Gustavo Perrenoud Cornetti
Membro Externo

AGRADECIMENTOS

Agradecemos primeiramente aos nossos pais por estarem sempre nos apoiando nas horas difíceis e ter nos dado plena capacidade de desenvolvimento e crescimento como seres humanos desde o início de nossas vidas.

Às nossas famílias e irmãos que nos apoiaram nos momentos difíceis e nos incentivaram para sempre alcançarmos nossos objetivos.

Ao nosso orientador, Prof. Dr. Marcelino Pereira do Nascimento, que nos apoiou e nos deu a atenção necessária à realização desse trabalho desde o início, além de fortalecer nosso conhecimento na área.

Ao Prof. Dr. Luis Rogério de Oliveira Hein, pois sem sua ajuda no trabalho não alcançaríamos tamanho sucesso neste trabalho, além da enorme colaboração em nossa formação profissional.

Ao Prof. Dr. Marcos Valério Ribeiro, por sua contribuição com nossa formação desde os períodos de pesquisa até nas horas mais complicadas ao final do curso.

Aos técnicos Célio José de Souza e Wilson Roberto Monteiro que nos auxiliaram com a parte prática.

A todos os professores do campus da UNESP – Campus de Guaratinguetá, por nos ensinarem não só conhecimentos técnicos, mas também por nos tornarem seres humanos melhores. A todos os funcionários também por sempre nos atender e serem bastante prestativos sempre que solícitos.

A todos moradores e ex-moradores das Repúblicas Seupossemia e República 69 por serem nossas famílias secundárias, mas não menos relevantes nessa etapa da vida.

A todos os amigos que fizeram parte dessa trajetória, que estavam juntos não só nas alegrias e nos bons momentos, mas que também nos apoiaram nos momentos de dificuldades.

MEGID, M. B. C.; GRASSI, M. F. **Caracterização microestrutural de uma estrutura tubular aeronáutica submetida a sucessivos reparos de solda TIG.** 2013. 61f. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia de Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2013.

RESUMO

Neste trabalho são abordados os possíveis efeitos de sucessivos procedimentos de reparo na microestrutura de juntas soldadas de aço SAE 4130 pelo processo de solda TIG. Foram realizadas discussões sobre as análises metalográficas, de inclusões não metálicas e ensaios de microdureza, os quais foram efetuados em amostras retiradas do componente berço de motor após o fim de sua vida útil, de um avião modelo T-27 Tucano, fabricado pela EMBRAER e pertencente a FAB. A escolha de tal componente deveu-se ao fato de que este é crítico a segurança de voo, uma vez proporciona sustentação para o motor das aeronaves. Dessa forma foram analisadas as regiões do metal de solda, metal base e zona afetada pelo calor, de amostras com cordão de solda original, livre de cordão de solda e também com quatro procedimentos de retrabalho por solda TIG. Concluiu-se que após o quarto retrabalho há um aumento na quantidade de martensita, podendo fragilizar o material no que diz respeito à resistência a fadiga. Foi verificado ainda que as regiões da zona afetada pelo calor e do metal de solda apresentam valores maiores de microdureza quando comparados aos encontrados no metal base, devido ao favorecimento a formação de martensita revenida e microestruturas ferríticas. Além disso, um processo de solda promove uma região com menor quantidade de inclusões não metálicas do que no metal base, o que também justifica essa diferença nos resultados obtidos.

PALAVRAS-CHAVE: Aço SAE 4130, Microestrutura de juntas soldadas de aço, Retrabalho por solda TIG.

MEGID, M. B. C.; GRASSI, M. F. **Microstructural characterization of tubular structure aeronautical undergone successive repairs by TIG welding**. 2013. 61p. Graduate work (Graduate in Materials Engineering) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2013.

ABSTRACT

This work examines the possible effects of successive repair procedures on the microstructure of welded steel SAE 4130 by TIG welding process. Discussions and results were made about the metallographic analysis, non-metallic inclusions and microhardness tests, which were conducted on samples taken from the cradle engine component after the end of its life, a model airplane T-27 Tucano, made by EMBRAER and belonging were performed FAB. The choice of such component is due to the fact that this is critical to flight safety since it provides support for the aircraft engine. Thus regions of the weld metal, base metal and heat affected, with samples of the original weld bead, free of weld bead and also with four rework procedures for TIG welding zone were analyzed. It was found that after the fourth rework there is an increase in the amount of martensite, which may weaken the material with respect to resistance to fatigue. It was also found that the regions of the heat affected zone and weld metal have higher microhardness values when compared to those found in the base metal due to favoring the formation of ferritic and tempered martensite microstructures. Moreover, a welding process promotes a region with less non-metallic inclusions than metal base, which also explains the difference in the results obtained.

KEYWORDS: SAE 4130 steel; Microstructure of welded joints of steel; rework; TIG welding.

SUMÁRIO

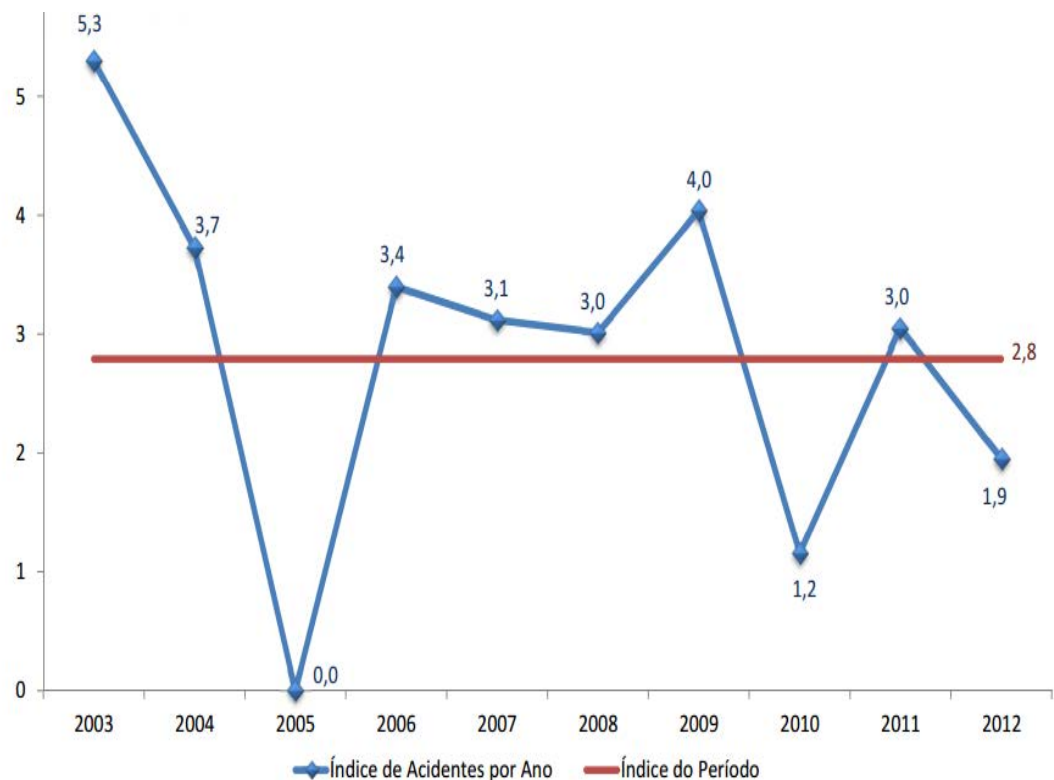
1	INTRODUÇÃO	8
1.1	OBJETIVO	11
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	12
2.1	FALHAS ESTRUTURAIS EM AERONAVES	12
2.2	METALURGIA FÍSICA DO AÇO ABNT 4130	13
2.2.1	Influência dos elementos de liga	14
2.2.2	Metalografia de juntas soldadas	16
2.2.3	Microconstituintes do metal de solda	18
2.2.4	Microestrutura da zona fundida em solda de vários passes	22
2.2.5	Microestrutura da zona afetada pelo calor	22
2.2.6	Inclusões não metálicas	24
3	MATERIAIS E MÉTODOS	25
3.1	ENSAIO DE MICRODUREZA	25
3.2	INCLUSÕES NÃO METÁLICAS	26
3.3	ANÁLISE DOS MICROCONSTITUINTES	27
4	DISCUSSÃO DE RESULTADOS	28
4.1	DUREZA VICKERS	28
4.2	INCLUSÕES NÃO METÁLICAS	33
4.3	MICROSCÓPIA ÓTICA E ANÁLISE DOS MICROCONSTITUINTES	40
4.3.1	Amostras de metal base: C1-4 e C2-4	40
4.3.2	Amostras sem retrabalho: C1-1 e C2-1	43
4.3.2.1	Amostra C1-1	43
4.3.2.2	Amostra C2-1	46
4.3.3	Amostras com quatro retrabalho: C4	53
4.3.4	Comentários sobre resultados de MO e Análise dos Constituintes	58
5	CONCLUSÃO	59
	REFERÊNCIAS	60

1 INTRODUÇÃO

Ao se falar de problemas aeronáuticos, logo se pensa num item de extrema importância para este ramo: a segurança de voo. E esta é preocupação constante para as autoridades aeronáuticas de todo o mundo. Devido ao aumento considerável de aeronaves em operação, houve também um aumento razoável no índice de acidentes por milhão de decolagens de jatos médio e grande portes, o qual era 1,2 em 2010 e passou a ser 1,9 em 2012, segundo o Centro de Investigação e Prevenção de Acidentes Aeronáuticos (CENIPA). De acordo ainda com a CENIPA, o número total de acidentes no Brasil, que girava em torno de 181 para uma frota de 7.494 aeronaves em 1990, e 70 para uma frota de 10.681 aeronaves em 2003, hoje é de 106 para uma frota de 14.626 aeronaves (Agencia Nacional de Aviação Civil, 2012).

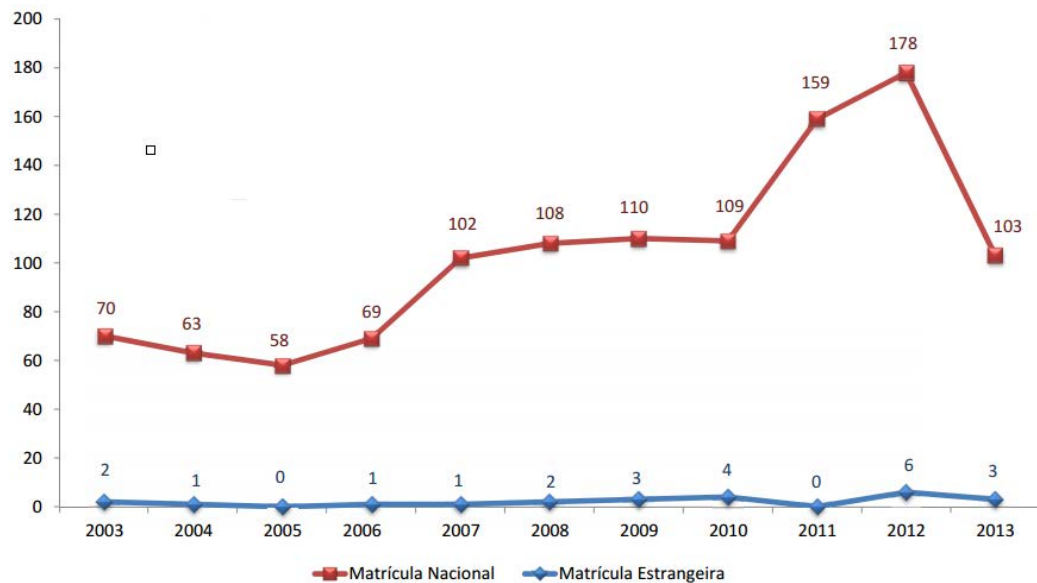
Abaixo, as Figuras 1 e 2 trazem uma ideia do panorama de acidentes aéreos na aviação civil brasileira.

Figura 1 - Dados de acidentes aéreos na aviação civil no Brasil: Índice de acidentes na aviação civil por um milhão de decolagens.



Fonte: (CENIPA, 2013).

Figura 2 - Dados de acidentes aéreos na aviação civil no Brasil: Número de acidentes na aviação civil por ano.



Fonte: (CENIPA, 2013).

Uma das principais causas de acidentes aeronáuticos é imperícia na manutenção das aeronaves, a qual muitas vezes consiste em inspeções, retrabalhos e até mesmo substituição de componentes, previamente agendados por seus fabricantes. Este procedimento visa evitar diversos tipos de falhas, especialmente falhas estruturais, as quais estão intimamente ligadas à fadiga do material, erro de projeto e/ou sobrecarga aerodinâmica (GORANSON, 1993). A maioria das ocorrências de fratura em materiais por fadiga ocorre devido a projetos inadequados ou entalhes gerados durante a fabricação ou manutenção das aeronaves (WENNER, 2000).

A manutenção de aeronaves deve ser realizada em oficinas certificadas pelo fabricante da aeronave em questão, seguindo manuais disponibilizados pelo mesmo, identificando danos estruturais e/ou falhas potenciais, determinando sua causa e aplicando as ações corretivas que geralmente são tomadas pelo fabricante e sujeitas a aprovação pela Agência Nacional de Aviação Civil (ANAC). Atualmente, estas ações estão relacionadas a estudos de acordo com os princípios de tolerância ao dano e são empregadas em estruturas que forem reparadas em regiões consideradas importantes para a segurança de voo (NASCIMENTO, 2004), como berços de motores, pilones, superfícies de sustentação (asas em geral) e superfícies de comando (flape, aileron, leme de direção, spoilers, profundores), entre outros.

Dessa forma, qualquer reparo estrutural e modificações executadas em áreas críticas para a segurança de voo devem ser submetidos a rigorosas análises de tolerância ao dano, com

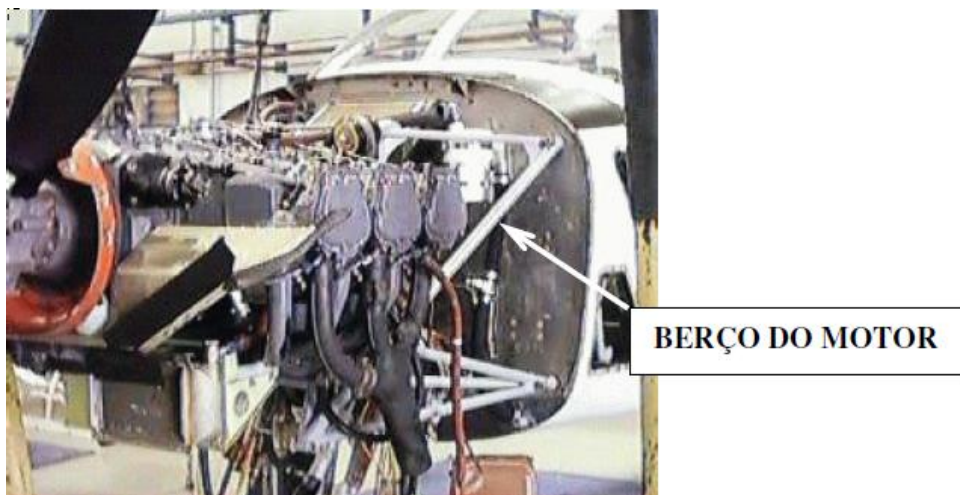
o intuito de assegurar que a resistência da estrutura não seja deteriorada abaixo dos requisitos mínimos de aeronavegabilidade, em decorrência desses procedimentos (GARCIA, 1998).

Os conhecimentos em Mecânica da Fratura têm auxiliado de forma muito expressiva evolução dessa cultura da tolerância ao dano tornando possível determinar o máximo dano tolerável em condições limite de carregamento, e que aplicados em grandes empresas aéreas e órgãos governamentais permitiu um aumento em mais de dez anos na vida útil das aeronaves (NASCIMENTO, 2004).

Em circunstâncias de voo, as aeronaves são submetidas a cargas repetidas de diferentes grandezas e frequências, desde a decolagem até a aterrissagem. Isto implica que o projeto de uma aeronave deve atender tanto a requisitos de fadiga quanto de resistência da estrutura.

O berço de motor – um importante componente para a segurança de voo utilizado tanto em aviões quanto em helicópteros – é submetido a carregamentos complexos quando em voo e frequentemente, sofre fraturas em decorrência de fadiga. Devido a sua característica de sustentação do motor em aviões monomotores, este componente é definido como crítico à segurança de voo, pois sua fratura leva a perda do controle de voo, podendo causar acidentes fatais (NASCIMENTO, 2004). A Figura 3 exibe um berço de motor de um avião T-27 Tucano, da Força Aérea Brasileira (FAB).

Figura 3 - Berço de motor de um avião T-27 Tucano.



Fonte: (NASCIMENTO, 2004).

Este componente é fabricado a partir do material especificado pela Society of Automotive Engineers, o aço SAE 4130 e tem o processo de solda como o que mais necessita de atenção e análises. Apresenta uma geometria complexa que envolve junções de diferentes

tubos e em diferentes ângulos por soldagem. Além de suportar o motor, este componente também é utilizado para manter fixo o trem de pouso do nariz da aeronave em outra extremidade (NASCIMENTO, 2004). Portanto, as normas aeronáuticas são bastante rigorosas em relação à qualidade do cordão de solda final, requerendo inspeção total do componente através de ensaios não destrutivos e impondo um índice de defeitos “zero”. Ainda assim, é possível a fabricação de berços de motor novos em conformidade com as normas, mas com histórico de retrabalhos no cordão de solda, cujos efeitos na integridade do componente não são conhecidos. Além disso, esta estrutura ainda é submetida a reparos ao longo de sua vida útil, como procedimentos de manutenção (NASCIMENTO, 2002). Diante desses fatos, faz-se extremamente importante a determinação e o conhecimento dos efeitos provocados por operações de retrabalho na integridade estrutural do berço de motor. Segundo Nascimento (2004), sabe-se ainda que o berço de motor tem uma vida útil prevista entre cinco mil e seis mil horas de voo. Porém após o primeiro procedimento de retrabalho, a vida útil diminui para duas mil horas de voo, após o segundo para cerca de novecentas horas de voo e após o terceiro para aproximadamente duzentas horas de voo, e atingindo apenas cinquenta horas de voo após o quarto procedimento de retrabalho.

1.1 OBJETIVO

O objetivo do presente estudo foi o de analisar os efeitos de reparos realizados por soldagem Tungsten Inert Gas (TIG) na integridade estrutural do aço SAE 4130. Esta análise fora feita por meio de microscopia óptica a fim de caracterizar a microestrutura das amostras, em conjunto com ensaios de microdureza. Efetuaram-se análises de cinco amostras que foram submetidas à desde um até quatro procedimentos de reparo, os quais podem ser feitos através de dois diferentes métodos: procedimento A, removendo-se o cordão de solda antigo completamente e substituindo por outro inteiramente novo; ou procedimento B, apenas aplicando o novo cordão sobre o antigo, sem removê-lo.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 FALHAS ESTRUTURAIS EM AERONAVES

Geralmente, falhas estruturais na área aeronáutica estão relacionadas à fadiga do material, sobrecarga aerodinâmica devida à turbulência e execução de manobras aéreas, ou ainda erros de projeto, podendo levar a fratura.

Segundo Nascimento (2004), a ocorrência de fratura por fadiga muitas vezes se dá em materiais submetidos a carregamento cíclicos, sem que este carregamento ultrapasse o limite de resistência do material. Neste processo, surge uma trinca no material e esta se propaga gradativamente, diminuindo drasticamente a resistência do material devido aos esforços envolvidos na ocasião, até que ocorra a fratura do mesmo. Algumas das principais causas da fratura por fadiga são:

- erros de projeto;
- cargas cíclicas não previstas;
- defeito de fabricação;
- deficiência na manutenção.

A Tabela 1 traz uma representação de falhas por fadiga em materiais aeronáuticos ocorridos em alguns países.

Tabela 1 - Falhas por fadiga no Brasil, Alemanha e Estados Unidos da América (EUA).

FALHAS POR FADIGA EM MATERIAIS AERONÁUTICOS			
País	Período	Total de falhas	Falhas por fadiga
Brasil	1977-1987	167	40%
Alemanha	1973-1986	180	58%
EUA	21 meses	1.226	50%

2.2 METALURGIA FÍSICA DO AÇO SAE 4130

O aço SAE 4130, denominado “liga de aço baixo carbono”, é um aço cromo-molibdênio utilizado bastante para práticas de tratamentos térmicos e técnicas de processamentos.

Nesse aço, de baixo teor de carbono, onde os dois últimos algarismos significam que o aço possui apenas 0,30 por cento do teor de carbono. Normalmente, é esse o valor máximo de carbono encontrado para ligas que vão ser soldadas. Valores acima de 0,30 por cento não são facilmente soldáveis (ASM METALS HANDBOOK, 1990).

As propriedades físicas (mecânicas, elétricas e térmicas) desse aço serão demonstradas na Tabela 2.

Tabela 2 – Propriedades físicas do aço ABNT 4130.

Propriedade Física	Valor Encontrado
Densidade	7,7 Kg/m ³
Coefficiente de Poisson	0,28
Módulo de Young	190 – 210 GPa
Resistência à tração	560,5 MPa 90 a 95 ksi
Resistência ao escoamento (após recozimento)	360,6 MPa
Condutividade térmica	42,7 W / m.K
Calor específico	477 J / Kg.K
Resistividade elétrica	223 nano-ohms / m

A composição química geral do aço SAE 4130 está demonstrada na Tabela 3.

Tabela 3 – Composição química do aço SAE 4130

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

Fonte: (ASM METALS HANDBOOK, 1990).

2.2.1 Influência dos Elementos de Liga

Alguns parâmetros do material podem influenciar nos microconstituintes finais que serão encontrados após o resfriamento. Esses parâmetros são:

- taxa de resfriamento;
- tamanho de grão austenítico;
- quantidade de oxigênio;
- composição química (elementos de liga).

A quantidade de oxigênio (que afeta diretamente a distribuição das inclusões não metálicas e composição) e o aumento da temperabilidade no metal de solda são devidos à adição de elementos de liga nas soldas, que influenciam na microestrutura final.

Dependendo da composição química dos aços e do metal de solda, podemos ter diferentes propriedades mecânicas. O motivo dessa diferença vem da influência dos

elementos de liga e cada um atua de uma forma particular no aço, afetando diretamente a microestrutura. Esses elementos e efeitos estão descritos no Quadro 1.

Quadro 1 – Elementos de liga e seus efeitos quando adicionados.

Elemento de Liga	Efeitos na Liga
Carbono	Aumenta a resistência e temperabilidade do aço em temperatura ambiente; diminuição da soldabilidade e a tenacidade são reduzidas; apesar de aumentar a resistência à tração, o carbono aumenta significativamente a resistência à fluência em altas temperaturas (540° C) devido a formação dos carbonetos nessa temperatura.
Manganês	Responsável em aumentar a resistência dos aços carbonos sob altas temperaturas, reforçando assim o papel do nitrogênio; aumenta a temperabilidade do aço e previne a fragilidade a quente através da dispersa formação de sulfetos de manganês.
Fósforo e Enxofre	São elementos indesejáveis nas ligas de aço carbono, pois reduzem a ductilidade do aço quando solicitados em altas temperaturas.
Cromo	A adição de cromo ao aço ajuda a formar grãos mais finos, aumentando desse modo a sua resistência; em quantidades de até 0,5% é um formador e estabilizador de carbeto e em grandes quantidades aumenta a resistência à corrosão dos aços; quando aumenta-se a quantidade desse elemento de liga, embora não ocorra uma mudança significativa na resistência à deformação em alta temperatura, o cromo, aumenta a resistência à fluência; aumento na temperabilidade dos aços, reduzindo assim a velocidade de resfriamento.
Molibdênio	Elemento essencial em ligas de aço ferríticos, pois esse, em temperaturas acima de 450°C, proporciona uma ótima resistência à fluência; o molibdênio, mesmo em pequenas quantidades (0,1 a 0,5%), aumenta a resistência a deformação em altas temperaturas; em quantidades acima de 1%, a resistência a fluência é alta, porém a ductilidade a ruptura reduz significativamente; estabilizador de carbeto e previne o processo de grafitação no aço.
Nióbio e Vanádio	Adicionados para obter uma melhoria nas propriedades de resistência; são usados para melhorar a resistência ao ataque do hidrogênio, porém esses elementos em alta temperatura podem provocar fissuração.
Vanádio	Elemento de liga que eleva a temperatura de crescimento do grão austenita, promovendo refino de grão; ótimo desoxidante; o vanádio quando entra na estrutura do aço, melhora as características de forjamentos; teores elevados de vanádio devem ser acompanhados de um aumento no teor de carbono, devido a formação de carbonetos

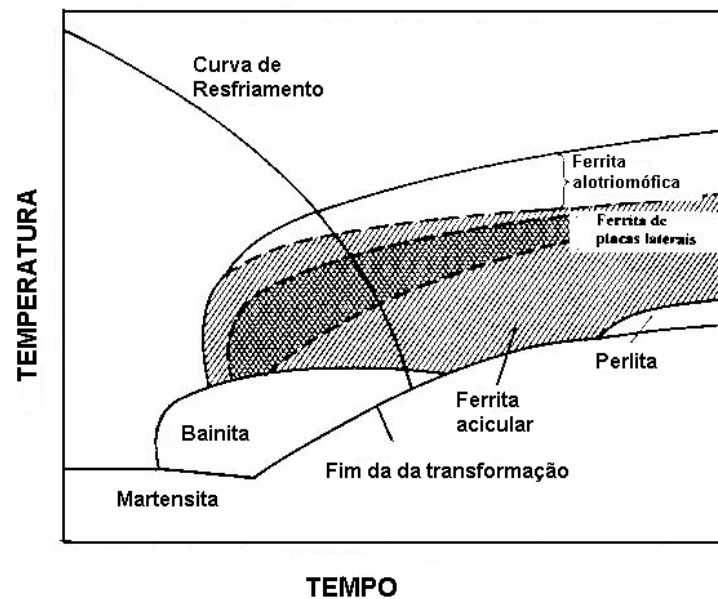
Fonte: (ASM METALS HANDBOOK, 1990).

2.2.2 Metalografia de juntas soldadas

Como soldagem não é uma operação simples, as transformações ocorrem com o aço no estado sólido, durante as etapas de aquecimento e resfriamento, para identificarmos os microconstituintes formados depois do resfriamento. O ciclo térmico de soldagem não é tão simples quando comparado com os tratamentos térmicos usuais (taxa de aquecimento elevada e o tempo de tratamento é curto), o que leva o metal de solda a elevadas temperaturas, se tornando um local de elevado gradiente térmico (NASCIMENTO, 2004).

Para melhor entender e visualizar as influências destas características utiliza-se um diagrama de transformação de fases sob-resfriamento contínuo (TTT), representado na Figura 4.

Figura 4 - Diagrama esquemático de transformação da austenita sob-resfriamento contínuo (TTT), mostrando as possíveis microestruturas que podem ser encontradas em função da velocidade de resfriamento do metal de solda.



Fonte: (NASCIMENTO, 2004).

Após o resfriamento nas juntas soldadas, utilizamos o recurso de microscopia ótica (MO) para identificar os constituintes formados. A identificação desses constituintes é baseado na identificação da forma, distribuição, tamanho e coloração das fases. Quando através da MO não podemos identificar os constituintes, faz-se o uso do microscópio eletrônico de varredura (MEV), pois esse identifica detalhes microestruturais mais finos.

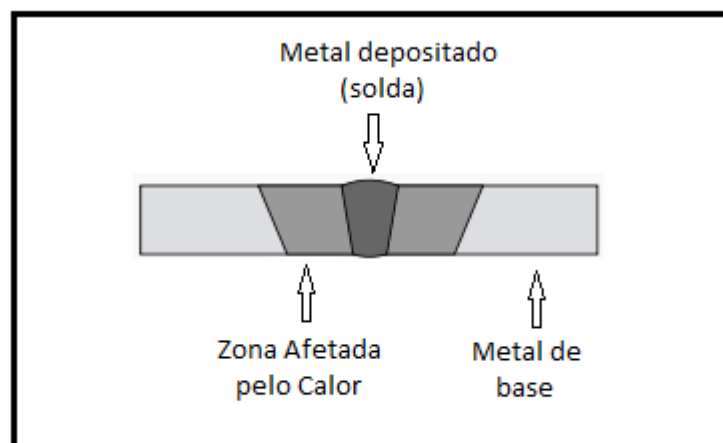
Sendo assim, o uso complementar da MO e do MEV, faz com que seja satisfatória a identificação dos microconstituintes tanto no metal de solda (MS) quanto na zona afetada pelo calor (ZAC).

Além da taxa de resfriamento, a qualidade da solda, o metal de solda e o número de retrabalhos que houve no processo de soldagem são os fatores mais importantes nas estruturas metálicas, pois é nas soldas que ocorre as principais falhas por fadiga.

Durante o processo de soldagem, alguns defeitos podem ocorrer e em sua maioria, provém de falhas de operações do soldador e devido às altas temperaturas que são atingidas durante o processo, o que pode acarretar tensões residuais na estrutura, descontinuidades na microestrutura, imperfeições e irregularidades no cordão de solda (concentradores de tensões onde as trincas podem iniciar).

As juntas soldadas apresentam três regiões distintas que podem ser visto na figura 5.

Figura 5 - Três zonas da junta soldada.



Fonte: AUTORES.

A zona afetada pelo calor (ZAC) é a região da solda que não se fundiu durante o processo de soldagem, mas sua microestrutura e propriedades foram modificadas devido ao calor induzido durante este processo. O aquecimento e o resfriamento faz com que essas modificações aconteçam na área que circunda a solda. O material da base, o metal de solda e o calor envolvido são fatores que influenciarão na extensão e magnitude da mudança das propriedades.

O metal depositado (metal de solda - MS) é o metal adicionado na produção de uma junta soldada. Existem quatro tipos de metal de solda: eletrodos revestidos, eletrodo de arame, eletrodo tubular e fluxos de soldagem.

O metal base (MB) é metal que será soldado e formará o produto final.

2.2.3 Microconstituintes do Metal de Solda

A poça de fusão, para aços com baixo teor de carbono e baixa liga, solidifica-se inicialmente como ferrita, podendo se transformar em austenita ao sofrer uma reação peritética. A ferrita remanescente, durante o resfriamento, se transforma em austenita e esta, devido a altas temperaturas alcançadas, sofre um grande crescimento de grão (apresentando geralmente uma estrutura de grãos colunares e grosseiros, parecido com a estrutura original da zona fundida). Quando a temperatura de processo é inferior a 900°C, a austenita se decompõe, se transformando em outros constituintes.

A microestrutura final da zona fundida do metal base dependerá do resultado do crescimento epitaxial colunar do metal de solda solidificado e esse crescimento é influenciado pelo estado em que a austenita é encontrada (composição, estado de deformações, tamanho de grão e micro-segregações), dos elementos de liga e da taxa de aquecimento e resfriamento. (MODENESI, 2004).

Em solda de apenas um passe, a microestrutura que irá ser formada será produto da decomposição da austenita em ferrita, em ciclos de resfriamento contínuo; em soldas com mais passes (multipasse), a microestrutura final será mais complexa, pois essa será formada por regiões reaquecidas e modificadas pelos ciclos térmicos dos passes seguintes e por regiões que não sofreram modificações (MODENESI, 2004).

As fases que são resultantes da decomposição da austenita são geralmente ferrita, cementita e martensita, podendo haver no produto final austenita inalterada, diferentes precipitados (carbonetos, nitretos, etc.) e inclusões não metálicas. A identificação das fases nem sempre é fácil, pois esses constituintes se diferenciam pela aparência das encontradas em metal base. Estas dificuldades de identificação foram gerando diferentes terminologias e conflitantes para descrever a microestrutura do metal de solda. Foi então que há cerca de 20 anos, o Instituto Internacional de Soldagem (IIW) desenvolveu um sistema de classificação para os microconstituintes do metal de solda, baseado em uma análise de MO. Segundo Modenesi (2004), esses constituintes podem ser definidos como:

- ferrita de contorno de grão – PF (G);
- ferrita poligonal intragranular – PF (I);
- ferrita com fase alinhada – FS (A);
- ferrita com fase não alinhada – FS (NA);
- ferrita acicular – FA;

- agregado ferrita - carbeto – FC;
- martensita – M;
- austenita- martensita – A-M.

O Quadro 2 descreve e resume as características dos microconstituintes do metal de solda, seguindo definições do IIW (IIW,1988), e a Figura 6 ilustra esses microconstituintes.

Quadro 2 – Constituintes encontrados na zona fundida quando observada em microscópio ótico, de acordo com o sistema e definições do IIW.

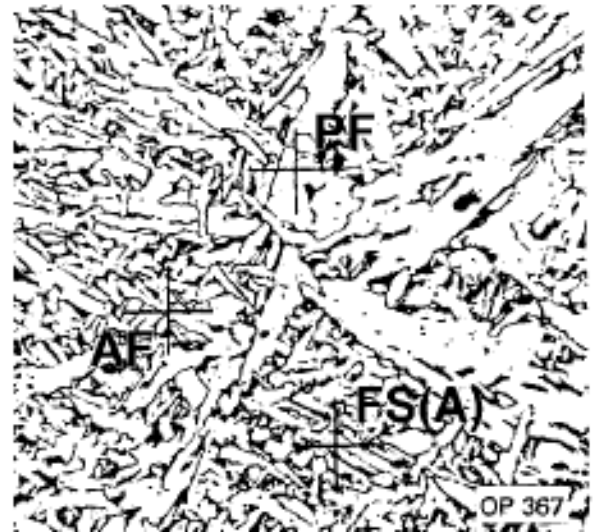
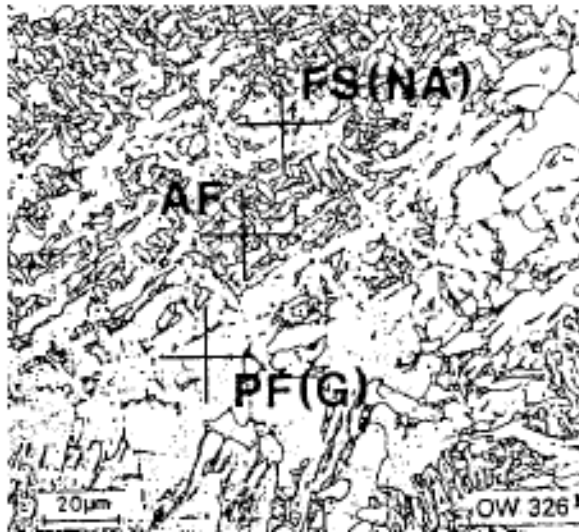
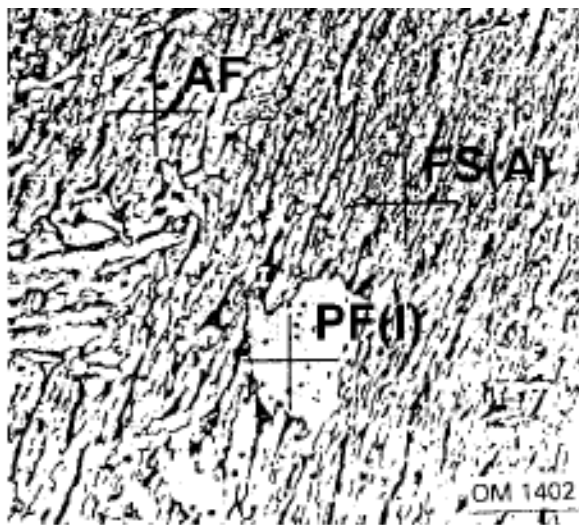
Constituinte	Sigla	Descrição
Ferrita de Contorno de Grão	PF (G)	Veios de grãos poligonais associados com os contornos austeníticos prévios (IIW, 1988); durante a decomposição da austenita é o primeiro constituinte que se forma e c'onsiste de cristais de ferrita que nuclearam nos contornos de grão austeníticos (temperaturas de transformação de 800 -850 °C).
Ferrita Poligonal Intragranular	PF (I)	Grãos de ferritas podem ser formados quando a austenita tiver um tamanho de grão maior que a ferrita que está sendo formada nos seus contornos e houver locais para nucleação intragranular; grãos de ferritas geralmente poligonais, localizados n interior dos grãos austeníticos.
Ferrita Acicular	FA	É a ferrita que é mais formada no interior dos grãos austeníticos (são grãos de ferrita pequenos e não alinhados), sendo formada em temperaturas relativamente baixas (comparada com as de formação da bainita em aços de baixo carbono e baixa liga resfriado continuamente); a nucleação desse constituinte ocorre intergranularmente, nucleando-se de forma heterogênea em locais como inclusões (ou próximo das inclusões), irregularidades dos grãos austeníticos e precipitados; a sua formação é favorecida na zona afetada pelo calor, devido ao alto número de precipitados e de inclusões resultantes de oxigênio, durante o processo de solda, maiores do que a do metal base.

Quadro 2 – Constituintes encontrados na zona fundida quando observada em microscópio ótico, de acordo com o sistema e definições do IIW.

Ferrita de Segunda Fase Não Alinhada	FS (NA)	De acordo com o IIW, esse constituinte é formado por ferrita envolvendo completamente ou microfases (Austenita-Martensita ou Carbonetos) aproximadamente equiaxiais e distribuídas aleatoriamente ou grãos de ferrita acicular. Considerado uma forma atípica de bainita.
Agregado Ferrita-Carboneto	FC	Estruturas finas de ferrita e carboneto, incluindo perlita e ferrita com carbonetos “interfásicos”. Quando o agregado é definido como perlita, sua sigla é FC (P). São formadas durante a decomposição da austenita rica em carbono rejeitado pela ferrita transformada em elevadas temperaturas.
Martensita	M	A formação de uma estrutura martensítica na zona fundida é predominante em aços com maior teor de carbono ou com outros elementos de ligas e em soldagens com maior velocidade de resfriamento, e em certas ocasiões a formação de ferrita pode ser parcial ou completamente suprida; Estrutura de alta resistência mecânica e baixa tenacidade (devido ao alto teor de carbono).
Austenita – Martensita	A-M	Este microconstituente, que ocorre bastante em aços C-Mn e baixa liga, é constituído de austenita estabilizada. Nesses sítios de austenita, quando ocorre a presença frequente e quantidade elevada de martensita, decorre a denominação Austenita-Martensita. A ocorrência deste microconstituente AM é bastante frequente em cordões de solda, pois esse local é constituído de regiões com microestruturas no estado bruto de solidificação. Altos teores dessa fase pode diminuir drasticamente a tenacidade da solda.

Fonte: (IIW, 1988).

Figura 6 - Microestrutura do metal de solda não alterado, mostrando os diferentes constituintes que pode ser encontrado.



Chave:

- PF – Ferrita primária
- PF(G) – Ferrita de contorno de grão
- PF(I) – Ferrita intragranular poligonal
- AF – Ferrita acicular
- FS(A) – Ferrita com 2ª fase alinhada
- FS(NA) – Ferrita com 2ª fase não alinhada
- FC – Agregado ferrita-carboneto
- M – Martensita



2.2.4 Microestrutura da zona fundida em solda de vários passes

Quando realiza-se a solda em um ou mais passes, ocorrem alterações nos constituintes descritos no tópico anterior, pois cada passe implica em um aporte térmico nos passes depositados previamente. Nas regiões próximas à deposição do cordão de solda ocorre alteração da microestrutura de forma similar ao que ocorre na zona afetada pelo calor do metal base. As regiões que são aquecidas próximas à temperatura de fusão do metal base, passam por uma reaustenitização, sofrendo forte crescimento. Durante o resfriamento, ocorre a decomposição da austenita, formando novamente microconstituintes similares aos não alterados da zona fundida. Quando ocorre o reaquecimento de regiões mais afastadas do cordão de solda durante a deposição, estas não são austenitizadas, pois a temperatura não é elevada o suficiente para que isso ocorra, o que pode ocorrer é o revenimento de ilhas de martensita e também uma esferoidização parcial de carbonetos e outros constituintes. Dependendo ainda da composição química da solda, podem ocorrer precipitação e/ou coalescimento de precipitados. Em geral, todas essas alterações podem influenciar no comportamento mecânico e no desempenho da zona fundida (MODENESI, 2004).

2.2.5 Microestrutura da zona afetada pelo calor

Na zona afetada pelo calor do metal base (ZAC), na qual há crescimento de grão, elevando a temperabilidade dos aços, o que propicia a formação dos microconstituintes formados em temperatura abaixo de 500°C, existe também uma região de refino de grão onde há diminuição da temperabilidade do aço e outras regiões na ZAC cujas curvas de resfriamento contínuo são distintas da curva do material base.

Segundo Sá (1999), a ZAC apresenta diferentes regiões em função da temperatura de pico (T_p) atingida no processo de soldagem. Essas possuem características próprias devido a alterações microestruturais ocorridas em relação ao tamanho de grão de austenita na condição inicial. Estas diferentes regiões da ZAC de um aço dividem-se em:

a) Região de crescimento de grão: ocorre crescimento de grão entre 1.100 e 1.500°C, sendo influenciado pela transformação de fase de ferrita para austenita. Essa transformação pode ser isenta de difusão para temperaturas acima da temperatura T_0 , na qual há equilíbrio termodinâmico entre as fases austenita e martensita. Dessa forma, a transformação de ferrita

em martensita durante o aquecimento é massiva, e o crescimento de grão depende do tempo de permanência em temperatura superior a 1.300°C.

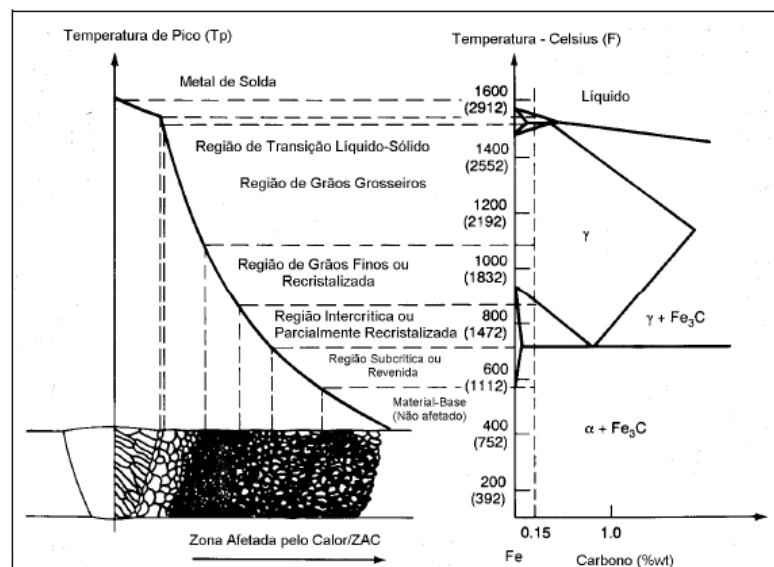
b) Região de refino de grão: pode ocorrer refino de grão entre 900 e 1.100°C, na qual se admite que a transformação de ferrita em austenita provoque uma pequena deformação. Esta deformação em conjunto com a temperatura e tempos menores não são suficientes para ocorrer uma cristalização primária. No entanto, durante o resfriamento, a austenita é recuperada, transformando-se em ferrita e/ou perlita com pequenos tamanhos de grão, o que resulta em uma região de elevadas resistência e ductilidade.

c) Região intercrítica: também conhecida como região parcialmente transformada, está entre 750 e 900°C e nesta a perlita é austenitizada, contendo maior teor de elementos de liga que no teor nominal dos aços, e durante o resfriamento, essa região pode se transformar em bainita, perlita ou ainda martensita maclada (alto teor de carbono), dependendo da velocidade de resfriamento. Isto implica que nessa região podem-se encontrar propriedades mecânicas piores que do metal base, pois na condição soldada, esta apresenta regiões de alta dureza inclusas em regiões de baixa dureza.

d) Região subcrítica: ou região de esferoidização de carbonetos, ocorre entre 700 e 750°C, e nela lamelas de cementita da perlita podem se esferoidizar, causando uma diminuição da resistência mecânica. Esta região apresenta pequenas microestruturas podendo ser visualizadas através de microscopia ótica.

Na Figura 7, estão esquematizadas as regiões da ZAC em função da temperatura gerada em processo de soldagem monopasse.

Figura 7 - Regiões da ZAC para solda monopasse.



Para Modenesi (2004), a ZAC no processo de soldagem de vários passes é mais complexa que a ZAC de uma solda monopasse, devido a influência do aporte térmico envolvido nos passes posteriores.

2.2.6 Inclusões não metálicas

São partículas que possuem composição química diferente do que se espera encontrar em um aço, como óxidos, sulfetos, silicatos, nitretos, entre outros. Essas podem surgir tanto devido ao processo de fabricação do material quanto do processo de solda. As inclusões afetam as propriedades mecânicas dos aços em função de sua fração volumétrica, tamanho médio e distribuição. As principais propriedades afetadas em um aço por inclusões são a resistência à fadiga, resistência à fratura e resistência à corrosão (CALLISTER JR., 2003).

Em geral, pequenas inclusões não causam a nucleação, mas influem na propagação de trincas de fadiga. Isto se deve ao fato de que inclusões com diâmetro inferior a 0,5 micrometro estão sempre associadas a formação de microcavidades (dimples) que por sua vez é um mecanismo de propagação de trincas de fadiga (CALLISTER JR., 2003).

No que diz respeito à resistência à fratura, geralmente, inclusões mais duras que a matriz em temperatura ambiente produz uma concentração de tensões durante a deformação da matriz, podendo levar ao coalescimento de vazios através de uma decoesão na interface matriz-inclusão mesmo em situações de baixa tensão. Nesses casos a fratura se origina de grandes partículas de óxido (CALLISTER JR., 2003)..

A despeito de resistência à corrosão, inclusões não metálicas tornam os aços mais susceptíveis à corrosão, pois estas inclusões apresentam distintas características físico-químicas, tornando mais fácil o ataque corrosivo localizado.

Devido a esses fatos e a impossibilidade de produzir um aço livre de inclusões torna-se extremamente importante controlar o tamanho de inclusões durante seu processamento.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

No presente estudo, cinco amostras foram retiradas de um componente berço de motor de um avião Embraer modelo T-27 Tucano, pertencente a FAB, o qual chegou ao fim de sua vida útil. Destas amostras retiradas, duas são do metal base identificadas como C1-4 e C2-4, duas possuem cordão de solda original, sem retrabalho, identificadas como C1-1 e C2-1 e uma possui quatro retrabalhos de solda TIG pelo procedimento B, identificada como C4. Em seguida estas foram embutidas em baquelite para posteriores análises microestruturais e de microdureza das diferentes regiões encontradas decorrentes dos processos de solda e também do metal base.

O metal estudado da estrutura do berço do avião foi o SAE 4130, que como foi definido pelos autores da seguinte maneira: “liga de aço baixo carbono”, é um aço cromo-molibdênio utilizado bastante para práticas de tratamentos térmicos e técnicas de processamentos. Nesse aço, de baixo teor de carbono, onde o ‘30’ em ‘4130’ significa que o aço possui apenas 0,30 por cento do teor de carbono. A composição química está descrita no quadro 3.

Quadro 3 - Elementos químicos do Aço 4130.

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

Fonte: ASM METALS HANDBOOK, 1990.

3.1 ENSAIO DE MICRODUREZA

Após a análise dos constituintes em microscópio ótico, para a realização do ensaio de microdureza na ZAC, MS e MB foram utilizados os seguintes materiais:

- Lixas para metalografia: 400 e 600;
- Pano e pasta de diamante para polimento: 6 μ m e 3 μ m;
- Politriz;
- Água destilada;
- Álcool;
- Algodão;

- Nital 2%;
- Secador;
- Microdurômetro de Dureza Vickers.

Para a preparação das amostras, usaram-se lixas na sequência 400 e 600, e em seguida foi feito o polimento (utilizando as pastas de diamante de 6 μ m e 3 μ m). Por fim, foi feito um ataque com Nital 2%, por cinco segundos, para revelar onde começava e terminava a ZAC. Em seguida realizou-se a medição dos valores para as cinco amostras, sendo que foram coletados valores a cada 0,5 mm na ZAC e metal de solda e a cada milímetro para as regiões de metal base. Todos os valores foram obtidos utilizando-se uma carga de 200 gramas.

3.2 INCLUSÕES NÃO METÁLICAS

Para a realização da análise inclusões não metálicas presentes nas amostras usaram os seguintes materiais:

- Lixas para metalografia: 400, 600, 1000, 1200, 1500 e 2000;
- Pano para polimento com sílica;
- Sílica coloidal Allied de granulação 0,04 μ m;
- Água destilada;
- Álcool;
- Algodão;
- Secador;
- Microscópio ótico Zeiss Z2-M.
- Politriz rotativa automática Allied MetPrep 3;

Para a preparação das amostras, usaram-se lixas manuais na sequência 400, 600, 1000, 1200, 1500 e 2000, e em seguida foi feito o polimento com sílica e água através da politriz rotativa automática a 300 rotações por minuto durante 10 minutos. Posteriormente as amostras foram limpas com algodão encharcado em álcool e secas com auxílio de secador comum. Feito isso, foram obtidas imagens em aumento de 200 vezes através do microscópio de ótico. A escolha dessa ampliação deu-se pela necessidade de eliminar possíveis ruídos devidos a utilização de sílica coloidal para polimento, pois dessa forma inclusões com granulometria menor que 0,04 μ m (granulometria máxima de inclusões provenientes do polimento) não foram capturadas.

3.3 ANÁLISE DOS MICROCONSTITUINTES

Para a realização da análise metalográfica e reconhecimento dos constituintes presentes nas amostras, foram utilizados os seguintes materiais:

- Lixas para metalografia: 120, 220, 320, 400, 600 e 1000;
- Pano e pasta de diamante para polimento: 6 μ m e 3 μ m;
- Politriz rotativa;
- Água destilada;
- Álcool;
- Algodão;
- Nital 3%;
- Secador;
- Microscópio ótico Z1-M.

Para a preparação das amostras, usaram-se lixas na sequência 120, 220, 400, 600 e 1000, e em seguida foi feito o polimento (utilizando as pastas de diamante de 6 μ m e 3 μ m). Por fim, foi feito um ataque com Nital 3%, por 5 segundos, para revelar os constituintes e depois as amostras foram lavadas e secadas.

O microscópio utilizado para fazer a análise dos constituintes foi o Zeiss Z1-M e ampliações de 200x, 500x e 1000x e para a identificação dos constituintes, foram usada as definições e imagens comparativas do IIW de 1988.

4. DISCUSSÃO DE RESULTADOS

4.1 DUREZA VICKERS

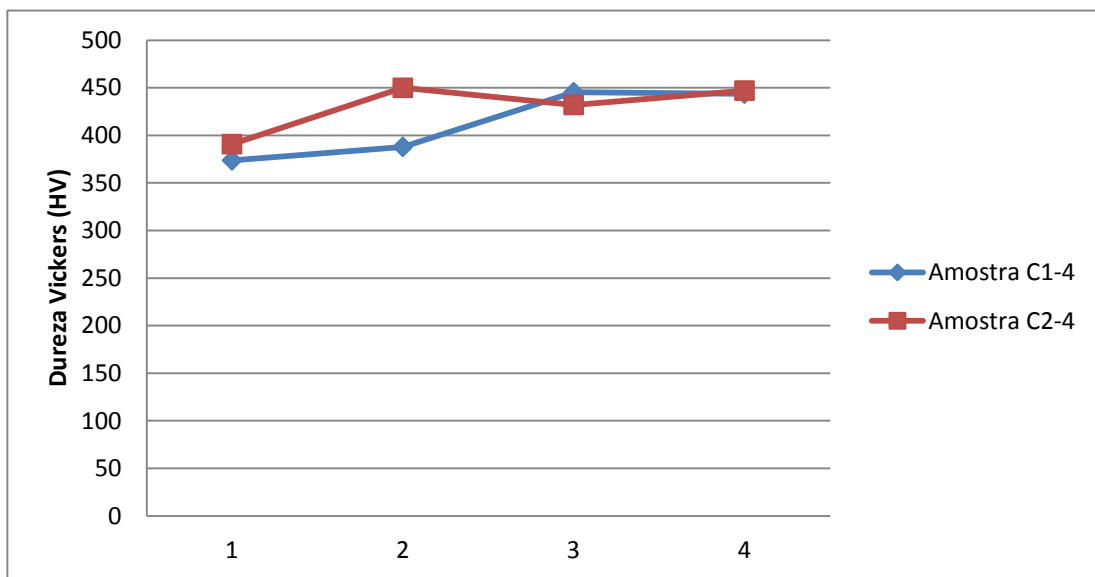
Nos gráficos a seguir, observam-se os valores de dureza vickers encontrados para as regiões do metal base, metal de solda e zona termicamente afetada para cada uma das três amostras que foram submetidas ao processo de solda e também para as duas amostras do metal base. Primeiramente, na Tabela 4 estão representados os valores de microdureza para as duas amostras de metal base, sem solda, em seguida estes são representados em um gráfico, na Figura 8.

Tabela 4 - Resultados de microdureza obtidos para amostras de metal base somente.

	Amostra C1-4	Amostra C2-4
	373,7 HV	390,7 HV
	387,9 HV	449,9 HV
	445,3 HV	431,9 HV
	443,8 HV	447,0 HV

Fonte: AUTORES.

Figura 8 - Gráfico dos valores de microdureza encontrados para as amostras de metal base somente.



Fonte: AUTORES.

Conclui-se que ambas as amostras de material possuem valores coerentes entre si, revelando certa homogeneidade no material base.

Para avaliarmos a diferença entre as amostras com cordão de solda original e a amostra que sofreu 4 retrabalhos, distribuimos os resultados em tabelas e figuras onde mostram os valores encontrados no ensaio de microdureza e para fácil comparação.

A seguir, na tabela 5, tem-se os valores encontrados para as diferentes regiões da amostra C1-1, a qual apresenta apenas a solda original, sem retrabalhos, e posteriormente representados no Figura 9; Na Tabela 6 e na Figura 10 pode-se verificar os valores encontrados para a amostra C2-1, a qual apresenta apenas solda original, livre de retrabalhos; por fim, na Tabela 7 e na Figura 11 estão os resultados da amostra C4, a qual foi submetida a quatro procedimentos de retrabalho.

Tabela 5 - Resultados de microdureza obtidos para amostra com solda original apenas;

AMOSTRA C1-1	Dureza (HV)
MB	393,4
MB	410,9
MB	464,8
ZAC variando no eixo X	575,6
ZAC variando no eixo X	673,6
ZAC variando no eixo X	656,1
ZAC variando no eixo Y	611,6
ZAC variando no eixo Y	659,0
ZAC variando no eixo Y	582,2
MB	494,3
MB	410,4
MB	453,9

Tabela 6 - Resultados obtidos para a amostra C2-1, apenas com a solda original.

AMOSTRA C2-1	Dureza (HV)
MS	449,3
MS	420,7
MS	496,0
ZAC	576,8
ZAC	606,1
ZAC	526,1
MB	431,6
MB	328,8
MB	345,8
MB	396,7
MB	348,4
MB	306,9
MB	322,9
MB	396,8

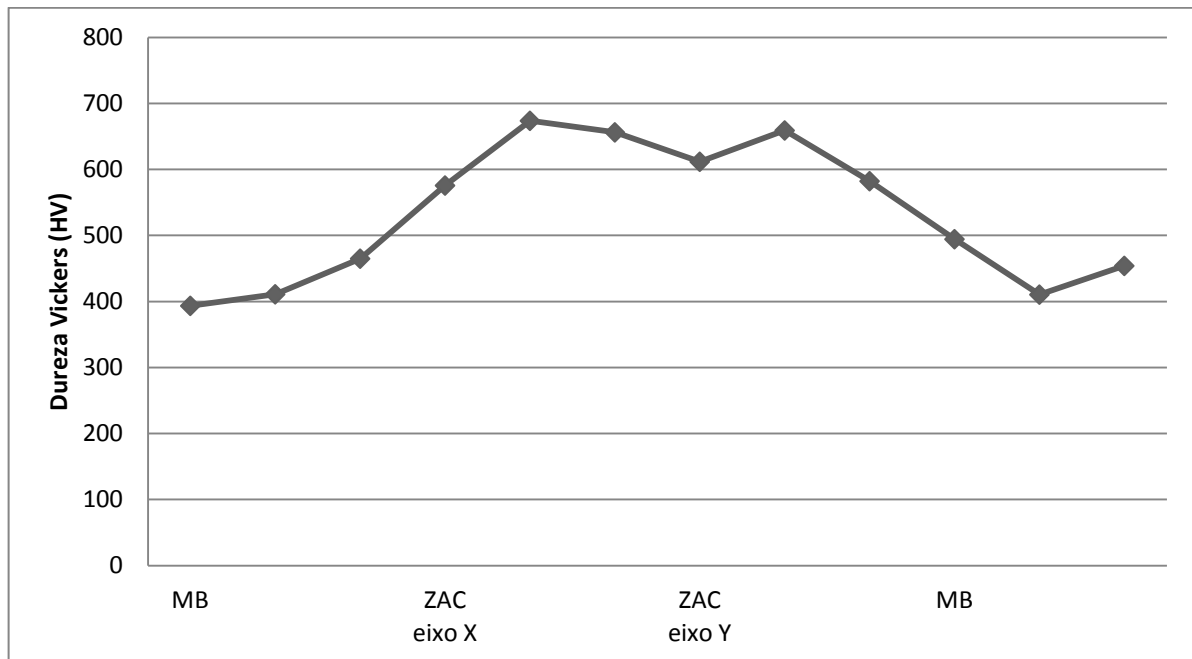
Fonte: AUTORES.

Tabela 7 - Valores de microdureza encontrada para a amostra C4, com quatro procedimentos de retrabalho.

AMOSTRA C4	Dureza (HV)
MB	459,3
MB	397,3
MB	330,5
MB	281,9
ZAC	589,0
ZAC	538,6
ZAC	568,3
MS	420,5
MS	468,8

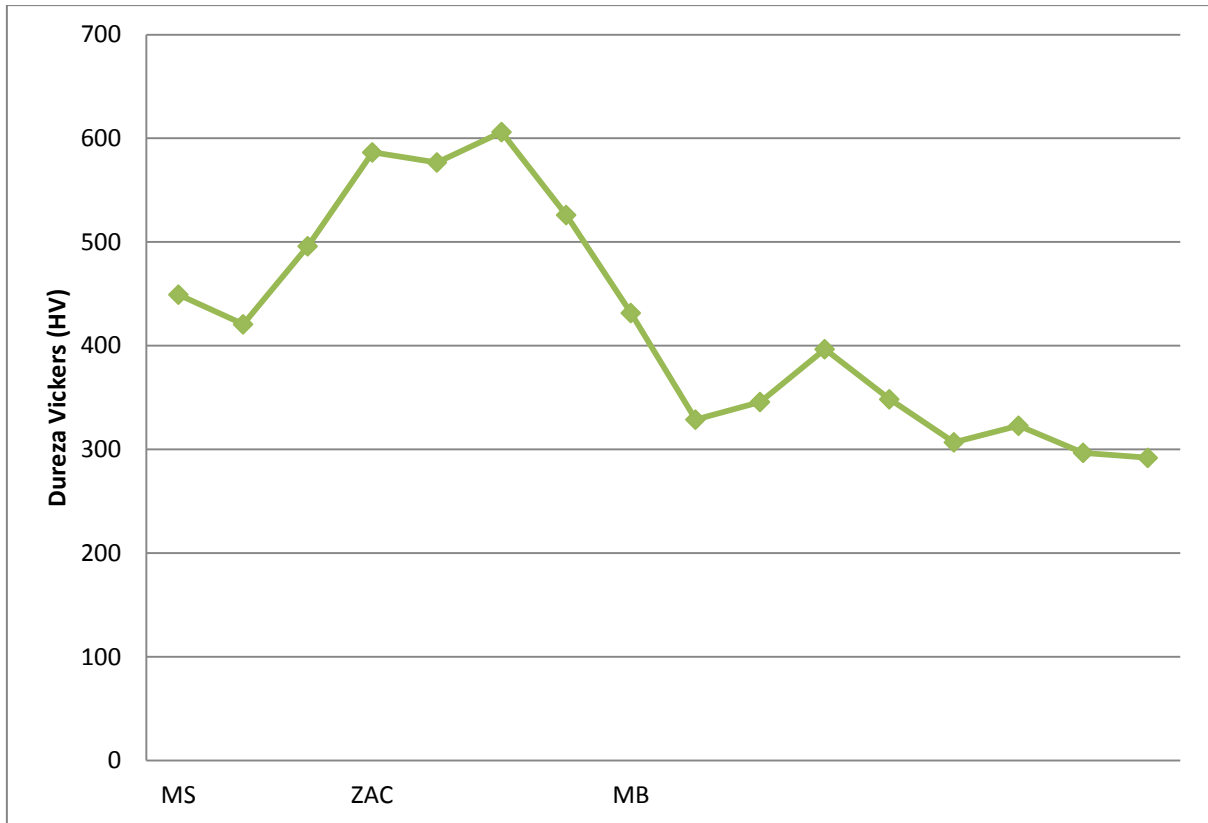
Fonte: AUTORES.

Figura 9 - Gráfico dos valores de microdureza obtidos para a amostra C1-1.



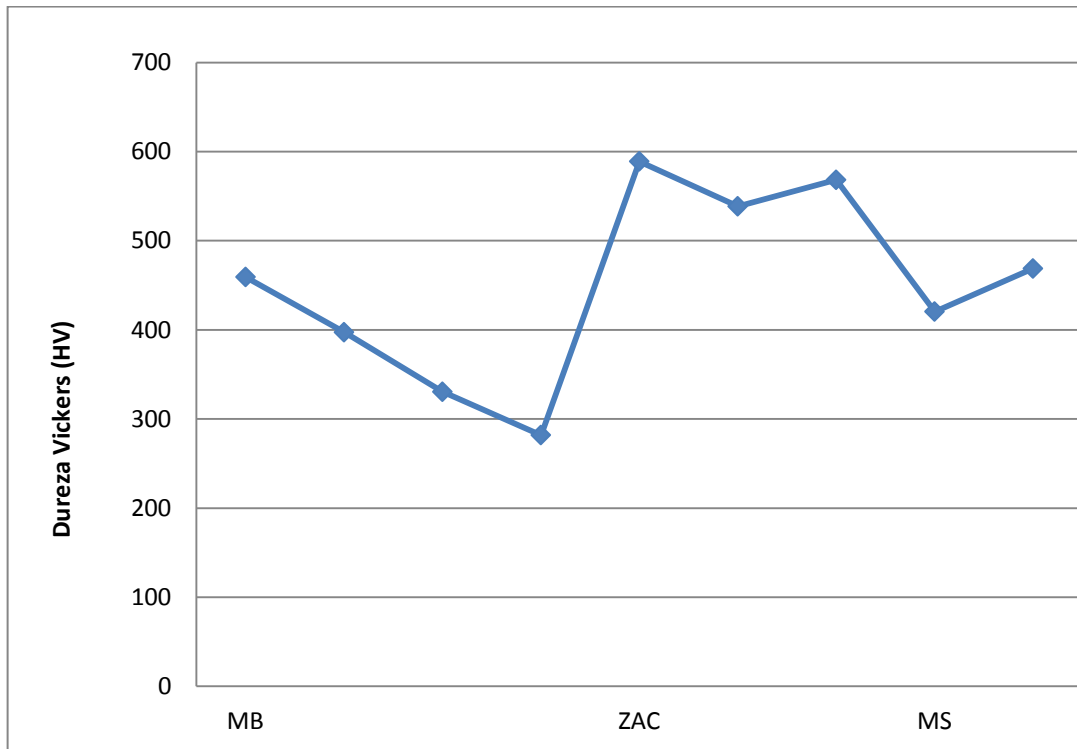
Fonte: AUTORES.

Figura 10 - Gráfico dos valores encontrados para a amostra C2-1



Fonte: AUTORES.

Figura 11 - Gráfico com valores de microdureza encontrados para a amostra C4.



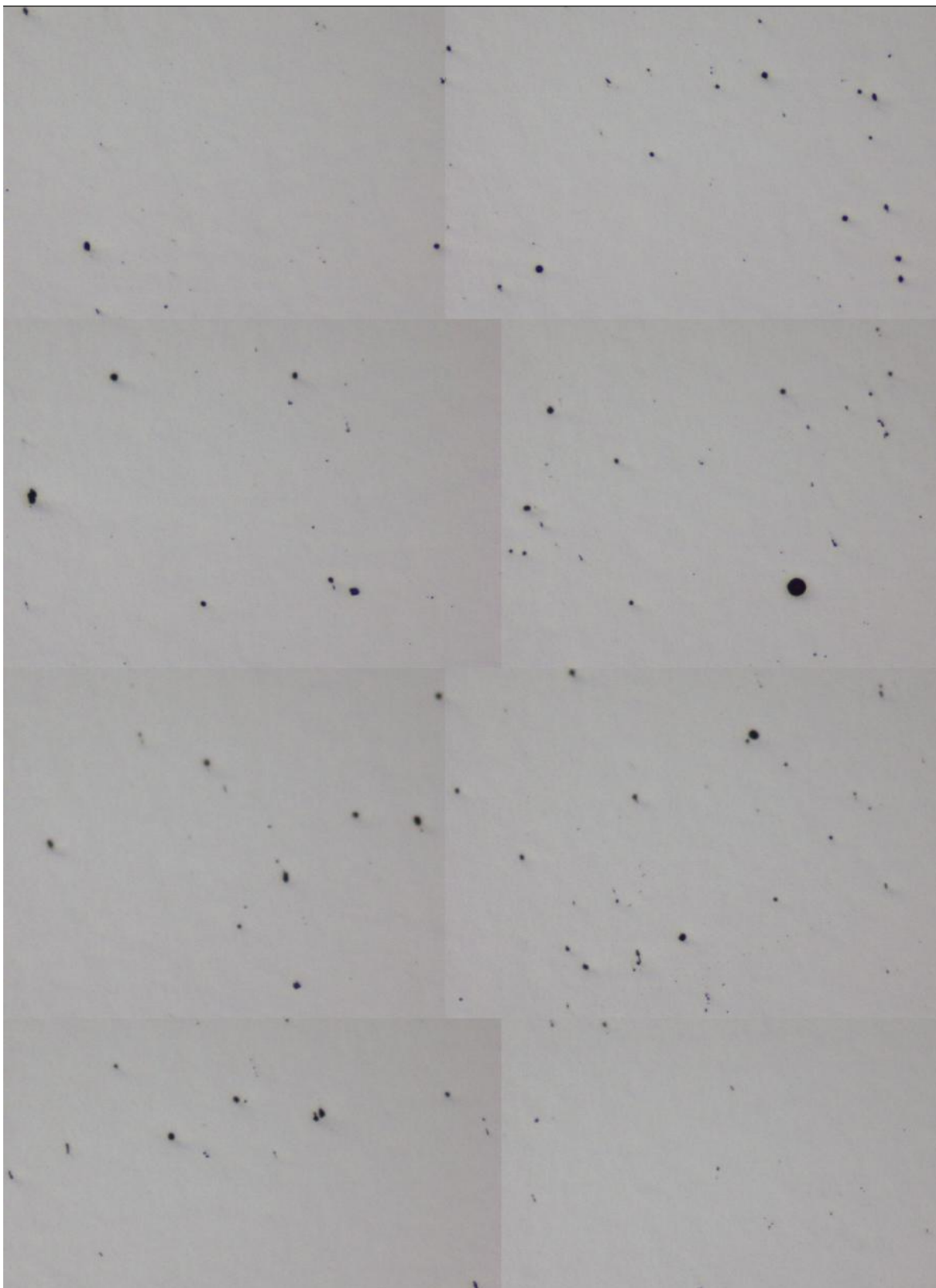
Fonte: AUTORES.

Após análise dos dados obtidos, verificou-se que em todas as amostras, os valores de microdureza para o MB foram bastante coerentes, estando todas em uma faixa de 280 a 470HV, ou seja, a homogeneidade do material é bastante alta e tanto os esforços mecânicos sofridos por esse componente quanto os procedimentos de solda ao longo da vida útil do berço de motor em questão não trouxeram grandes modificações na estrutura do material base. Entretanto, foi observado um aumento significativo nos valores encontrados para a ZAC, girando em torno de 490 até quase 700HV. No entanto, no caso da amostra C4 foram encontrados valores menores do que nas demais contendo apenas solda original, fato este que pode ser explicado pelo número de retrabalhos, os quais geram uma região no material com poucas inclusões e grãos relativamente maiores que no MS e menores que no MB. Os valores encontrados no MS apresentam-se em uma zona intermediária entre os valores encontrados para o MB e a ZAC.

4.2 INCLUSÕES NÃO METÁLICAS

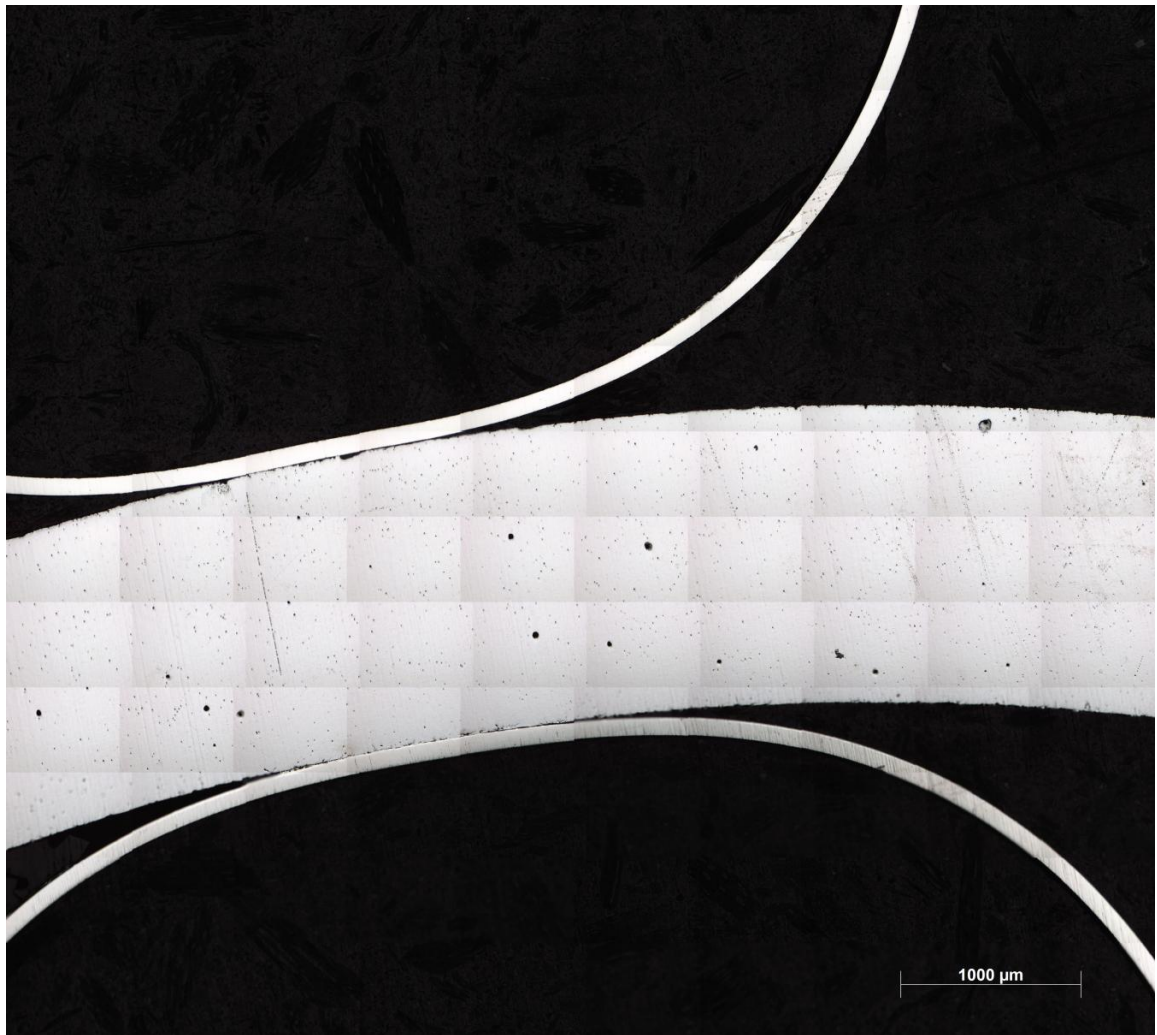
A seguir, as figuras 12, 13, 14, 15, 16, 17, 18, 19, 20 e 21 trazem mosaicos das superfícies das amostras a fim de se promover um mapeamento geral de todas elas, tanto no metal de base como na região da solda (ZAC e MS). Através destes mosaicos, percebe-se facilmente que as amostras de metal base possuem mais inclusões do que as áreas de solda. A grande maioria das inclusões são óxidos, os quais possuem forma globular, mas também foram observadas algumas inclusões em forma mais alongada, as quais são geralmente atribuídas ao silício. Essa diferença de quantidade inclusões entre metal base e região de solda deve ser atribuída à eficiência dos processos de solda e ao rápido resfriamento dessa região, fazendo com que não haja tempo para ocorrer difusão e coalescimento de inclusões. Nota-se ainda que tanto na ZAC quanto no MS da amostra C4 existem mais inclusões que nas regiões semelhantes das amostras C2-1 e C1-1. Essa diferença pode ainda ser relacionada aos diferentes valores de microdureza encontrados para essas regiões e também com quantidade de retrabalhos efetuados na amostra.

Figura 12 - Mosaico da amostra C1-4.



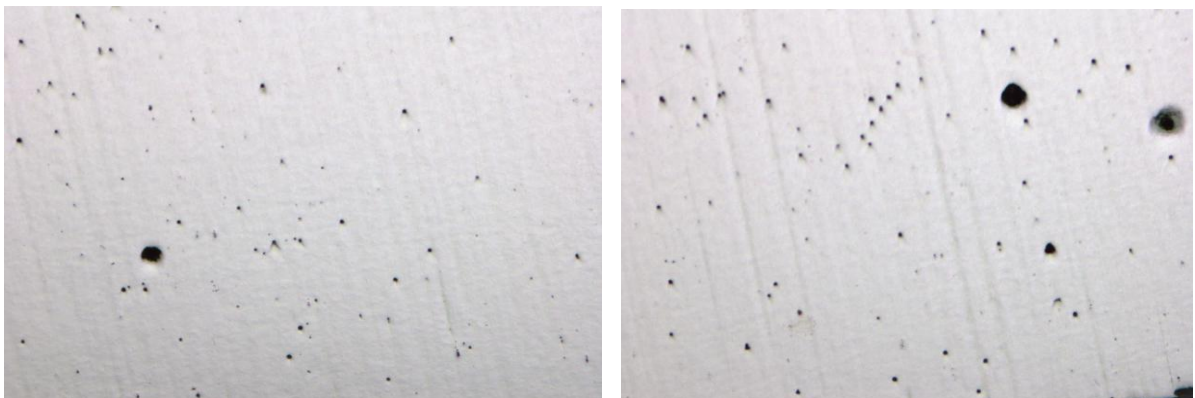
Fonte: AUTORES.

Figura 13 - Mosaico da amostra C2-4, metal base, sem solda.



Fonte: AUTORES.

Figura 14 - Inclusões no metal base, ampliação de duzentas vezes, (a) amostra C2-4, (b) amostra C1-4; ampliação de 200x.



(a)

(b)

Fonte: AUTORES.

Figura 15 - Mosaico da amostra C1-1, com solda original, mostrando tanto a área de solda quanto parte do metal base.



Fonte: AUTORES.

Figura 16 - Inclusões na amostra C1-1, (a) ZAC, (b) MS; ampliação de 200x.

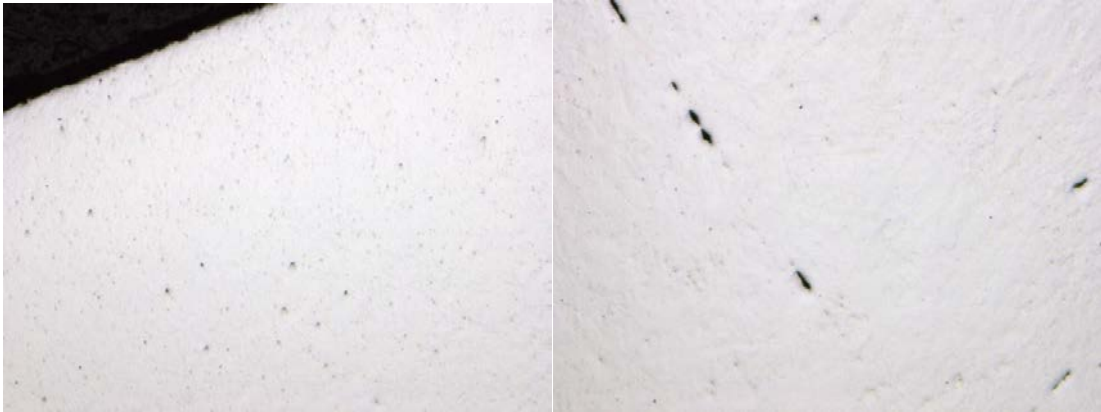


(a)

(b)

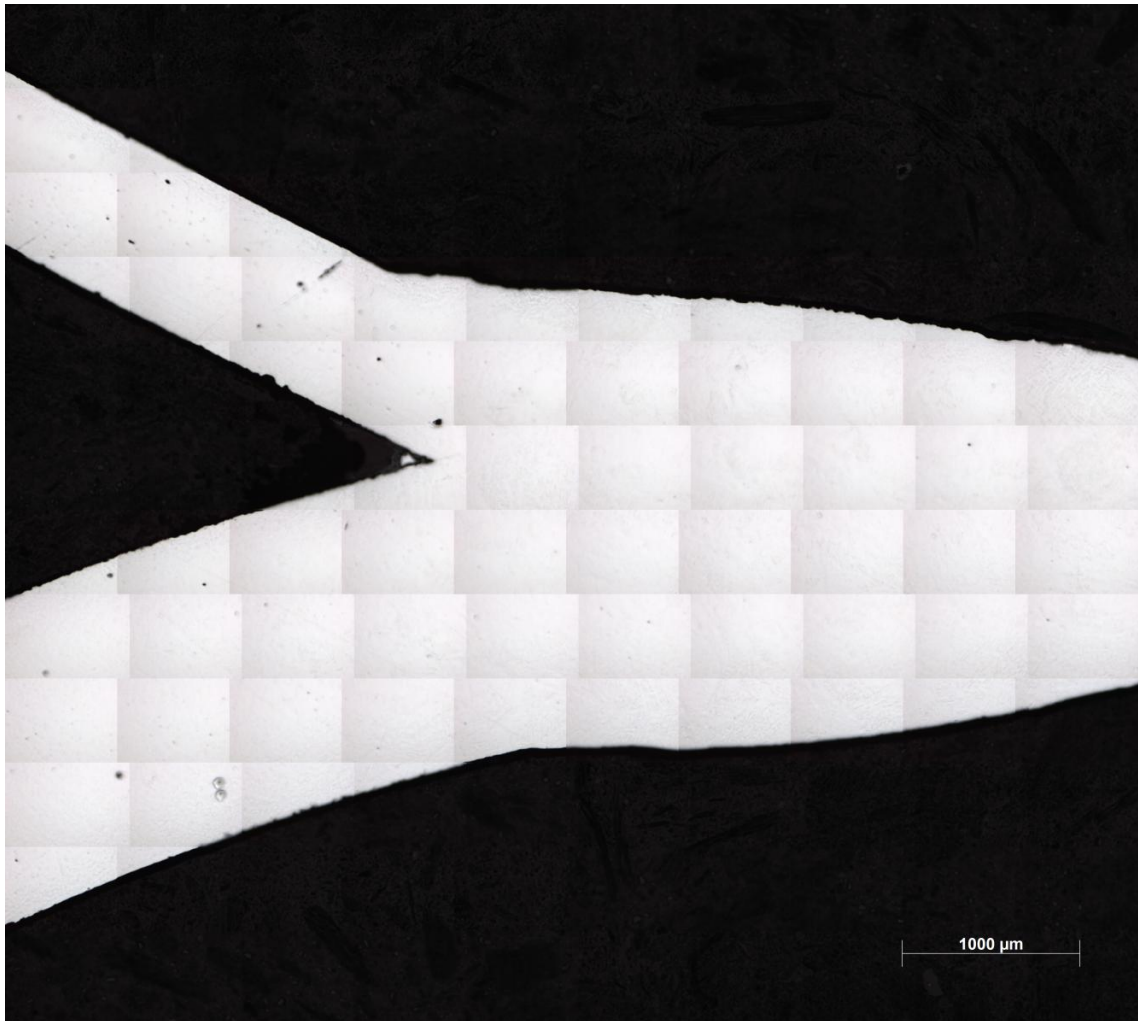
Fonte: AUTORES.

Figura 17 - Inclusões no metal base da amostra C1-1; ampliação de 200x.



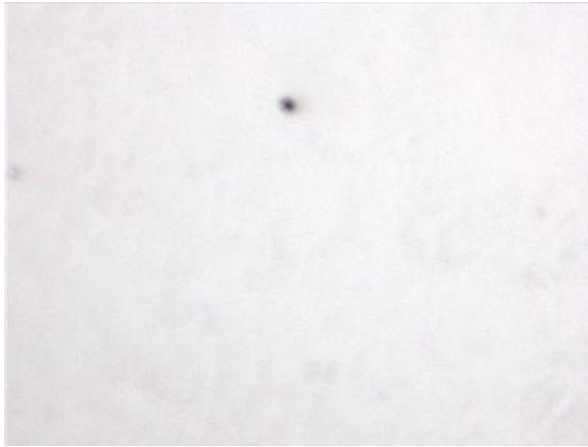
Fonte: AUTORES.

Figura 18 - Mosaico da amostra C2-1, com solda original, mostrando tanto a área de solda quanto parte do metal base.

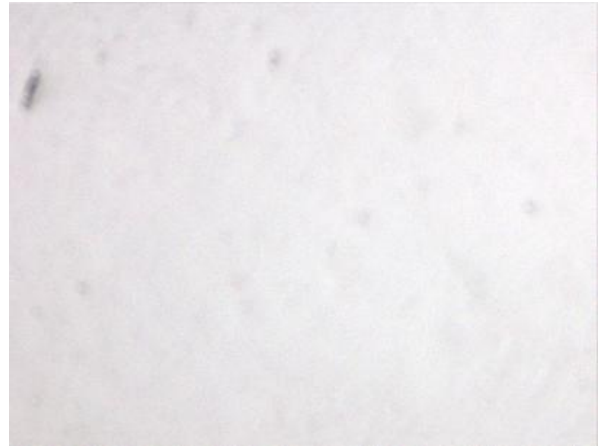


Fonte: AUTORES.

Figura 19 - Inclusões na amostra C2-1, (a) ZAC, (b) ZAC, (c) MS, (d) MS e (e) MB.



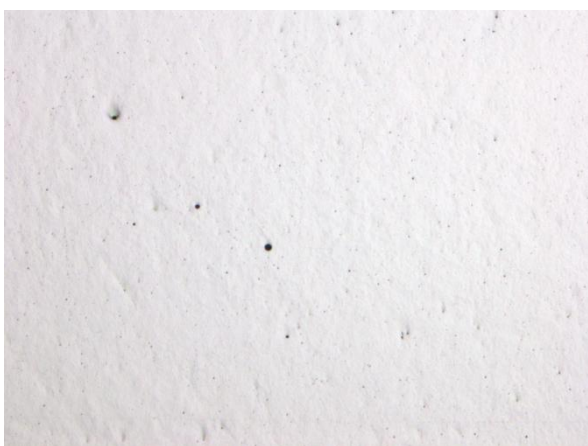
(a)



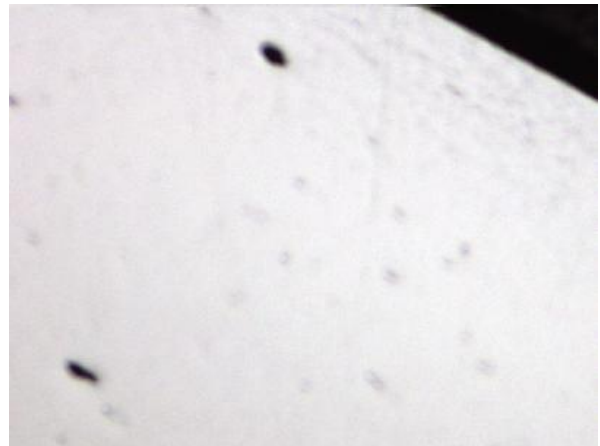
(b)



(c)



(d)



(e)

Fonte: AUTORES.

Figura 20 - Mosaico da amostra C4, com quatro retrabalhos de solda, mostrando a área de solda, formado a partir de fotos com ampliação de duzentas vezes.



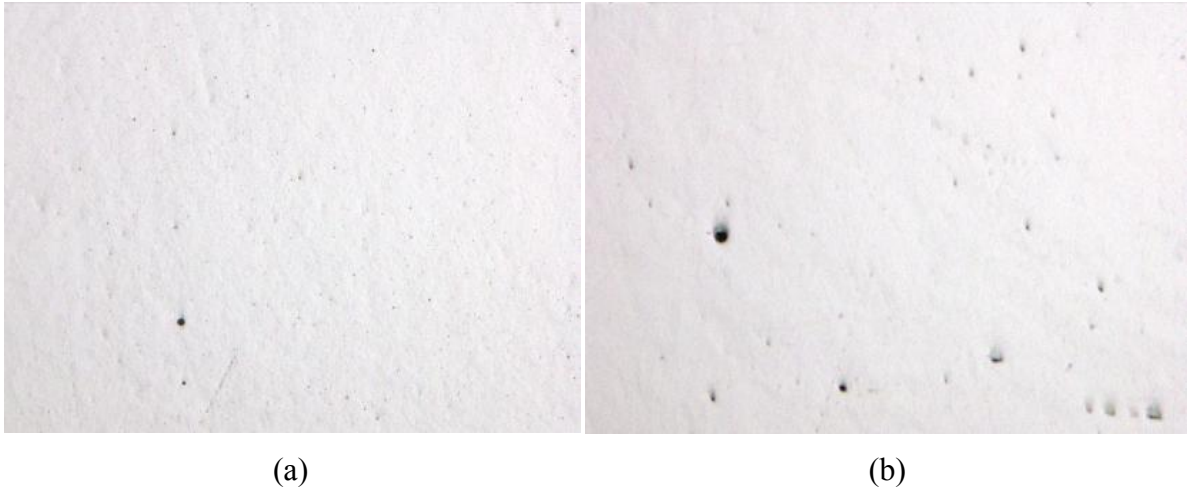
Fonte: AUTORES.

Figura 21 - Inclusões no metal de solda da amostra C4.



Fonte: AUTORES.

Figura 22 - Inclusões na amostra C4, ZAC,(a) e MB (b).



Fonte: AUTORES.

4.3 MICROSCÓPIA ÓTICA E ANÁLISE DOS MICROCONSTITUINTES

Para análise dos constituintes presentes nas amostras, analisando o metal base, a zona afetada pelo calor (distinguindo grãos finos e grãos grosseiros) e o metal de solda, após serem atacadas com nital, as amostras foram analisadas em um microscópio ótico, o Z1-M da Zeiss, onde, com a ajuda do software AxioVision 4.0, as imagens foram obtidas.

Para uma fácil análise das imagens, as tabelas foram demonstradas seguindo dois padrões:

- para analisar o tamanho de grãos e as fases presentes: com uma ampliação de 200x, a amostra foi varrida para análise, começando no metal base, passando pela ZAC e terminando no metal de solda.

- localizar e identificar constituintes presentes no metal de solda, utilizando ampliações de 500x e 1000x.

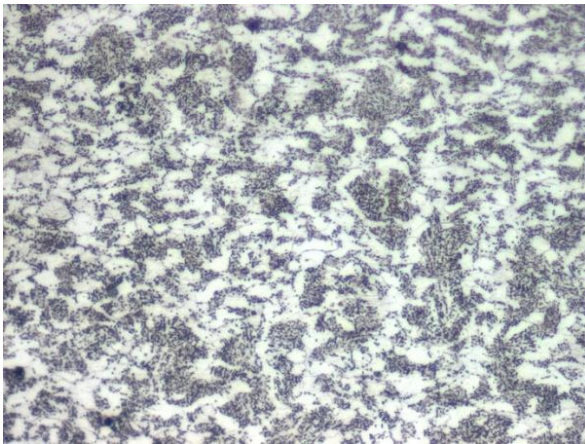
4.3.1 Amostras de metal base: C1-4 e C2-4

Nas amostras C1-4 e C2-4, onde tem-se apenas o metal base, ou seja, não houve processo de soldagem, as imagens que foram obtidas são demonstradas nas figuras 23 e 24, respectivamente.

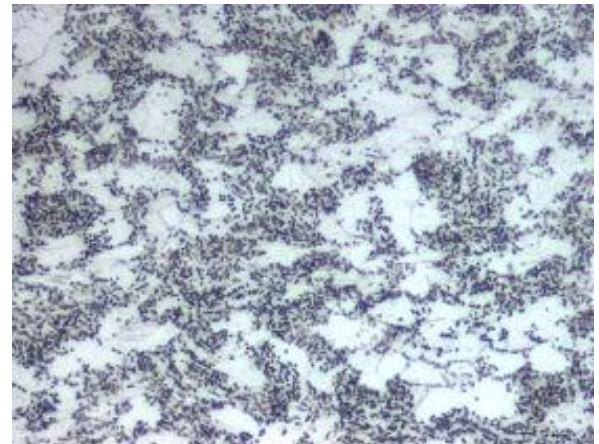
Figura 23 – Metal com Mola; imagens do microscópio ótico Z1-M; nital 3%; A – 200x, B – 500x, C – 1000x e D – 1000x.



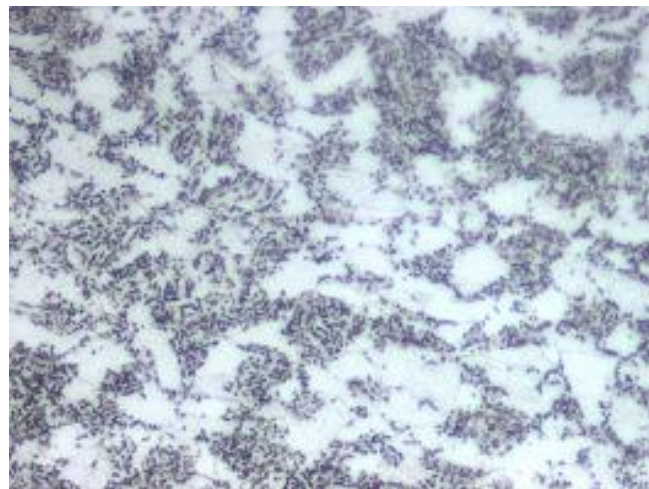
(a)



(b)



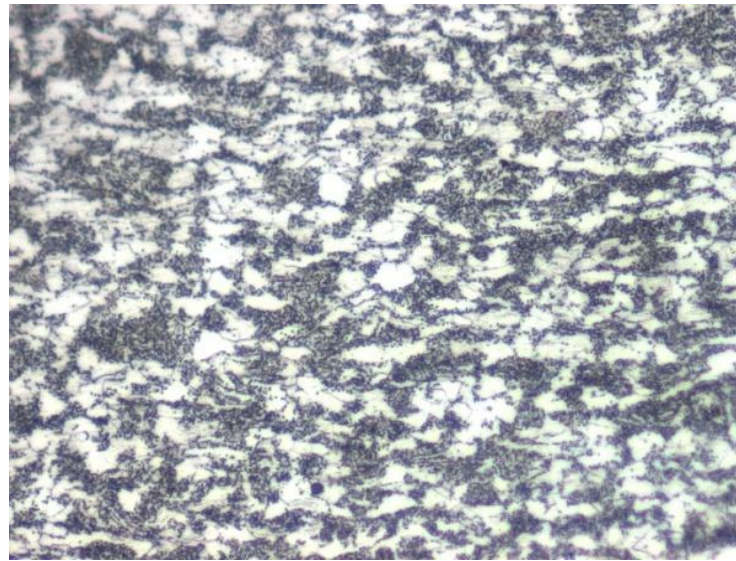
(c)



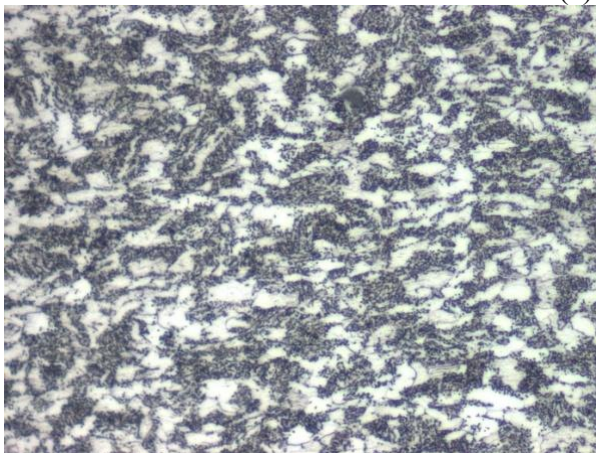
(d)

Fonte: AUTORES.

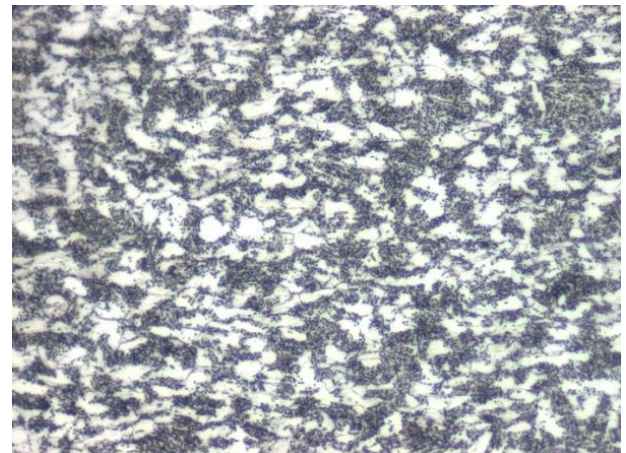
Figura 24 – Metal sem mola; imagens do microscópio ótico Z1-M; nital 3%; (a) e (b) – 500x, (c) e (d) – 1000x.



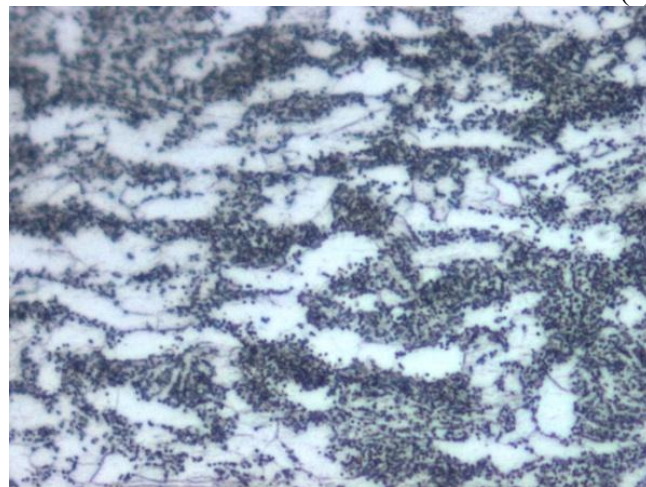
(a)



(b)



(c)



(d)

Fonte: AUTORES.

Nas duas amostras de metal base observou-se a presença de grãos com diferentes formatos (alongados e amorfos) e tamanhos, o que indica sinais do processo de extrusão durante a confecção dos tubos do aço 4130. O metal base é constituído de perlita, em sua maioria, e ferrita.

4.3.2 Amostras sem retrabalho: C1-1 e C2-1

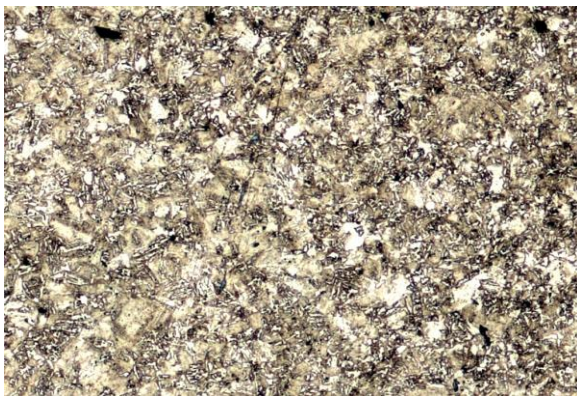
As imagens presentes nessa seção são referentes a amostras C1-1 e C2-1, que não passaram por processo de retrabalho, ou seja, existe apenas o cordão de solda original.

4.3.2.1 Amostra C1-1

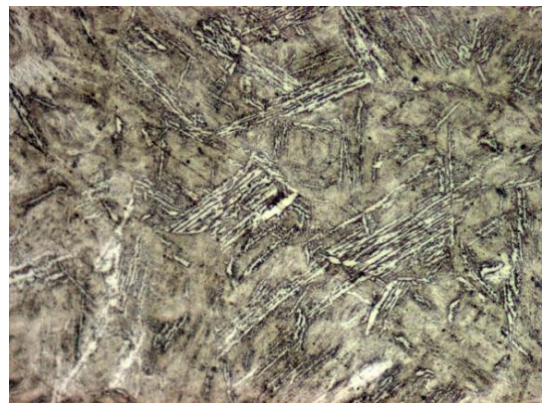
A amostra C1-1 possui apenas o cordão original de solda entre os metais base e nas figuras a seguir nesta seção; as imagens foram obtidas após o ataque de nital 2%.

A figura 25 e 26 mostra os constituintes e os tamanhos de grãos da amostra, começando no metal base, passando pela ZAC e terminando no metal de solda. O microscópio utilizado foi o Z1-M, da Zeiss, e utilização do software AxioVision 4.0.

Figura 25 – Amostra C1-1 e ampliação 200X; (a)- Grãos Finos e (b)- Grãos finos e o surgimento de grãos grosseiros.



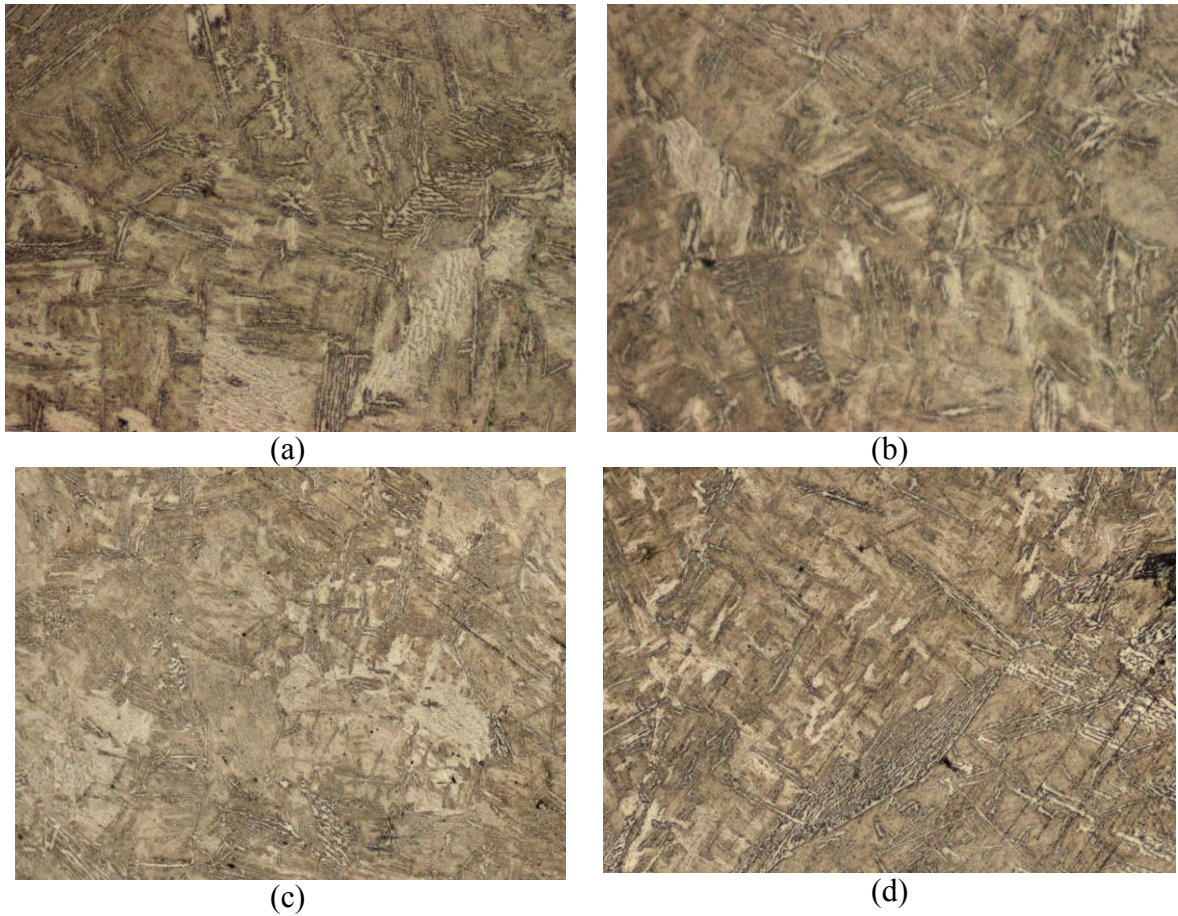
(a)



(b)

Fonte: AUTORES.

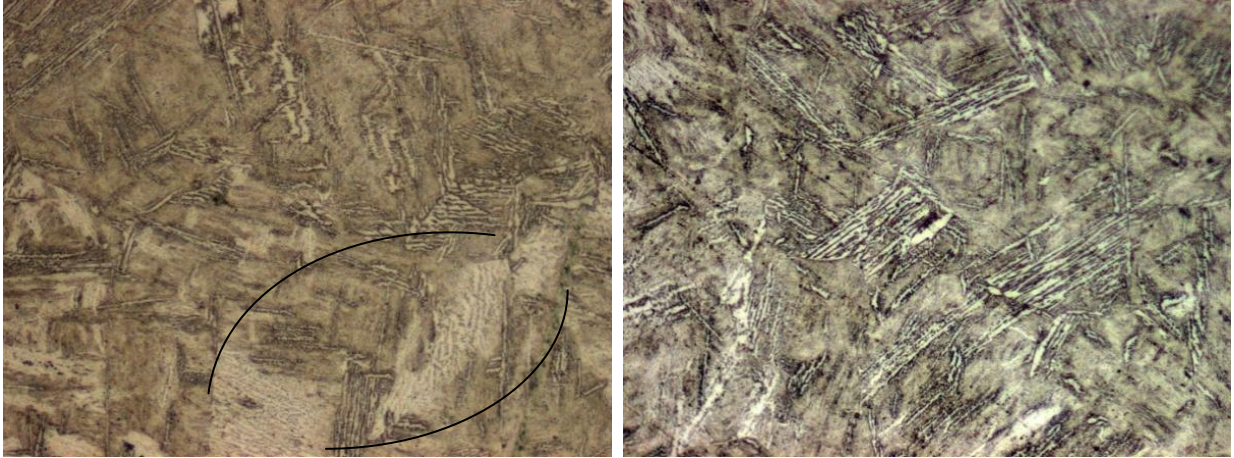
Figura 26 – Amostra C1-1 e ampliação 200X; (a) e (b)- Grãos Grosseiros e (c) e (d) Metal de Solda.



Fonte: AUTORES.

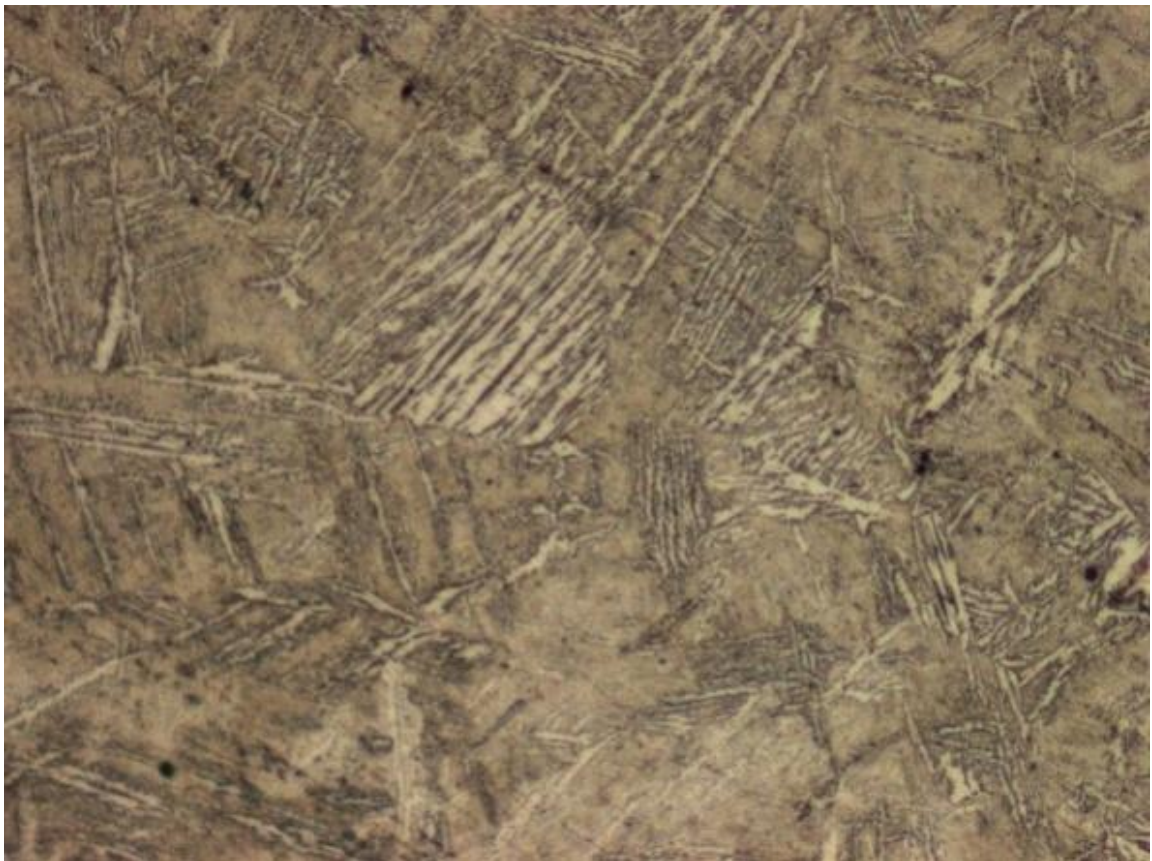
Na figura 27 e 28, as imagens mostram os constituintes encontrados no metal de solda, e as suas devidas identificações. Com a ajuda do livro do IIW, de 1988, conseguimos identificar alguns microconstituintes na amostra C1-1. Encontramos Agregados de Ferrita Carbeto(27-(a)), Ferrita de Segunda Fase Alinhada(27-(b) e (c)), Ferrita Acicular(27-(c)), Ferrita Poligonal (28-(a)), e martensita (27-(b) e 28-(b)).

Figura 27 – Constituintes presentes no metal de solda da amostra C1-1; imagens do microscópio ótico Z1-M; nital 2%; ampliação de 500x; (a) Agregados de Ferrita Carbetos, (b) Ferrita de Segunda Fase Alinhada e Martensita e (c) Ferrita de Segunda Fase Alinhada.



(a)

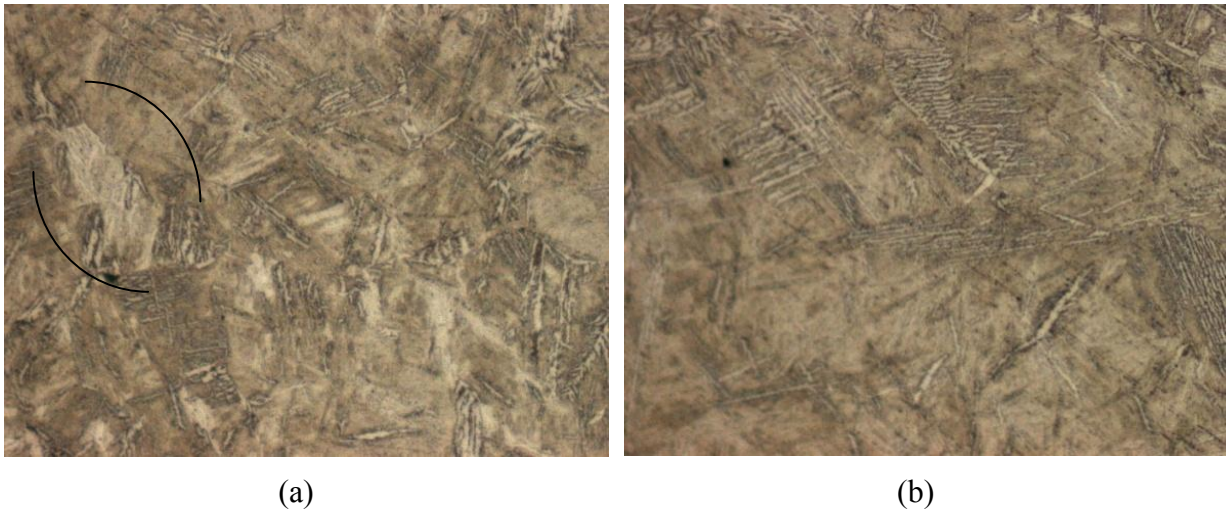
(b)



(c)

Fonte: AUTORES.

Figura 28 – Constituintes presentes no metal de solda da amostra C1-1; imagens do microscópio óptico Z1-M; nital 2%; ampliação de 500x; (a) Ferrita Poligonal e (b) Martensita.

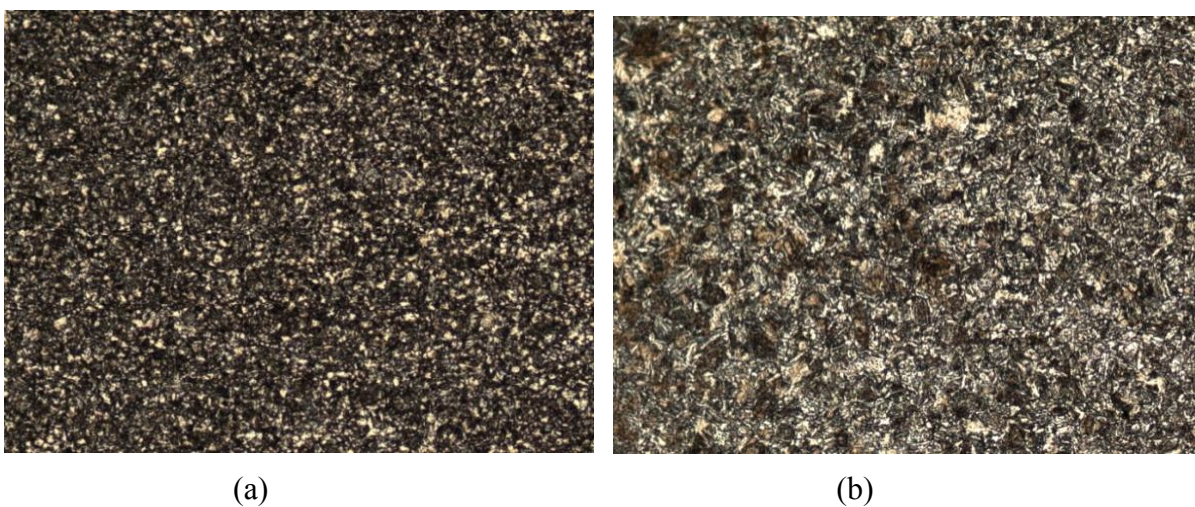


Fonte: AUTORES.

4.3.2.2 Amostra C2-1

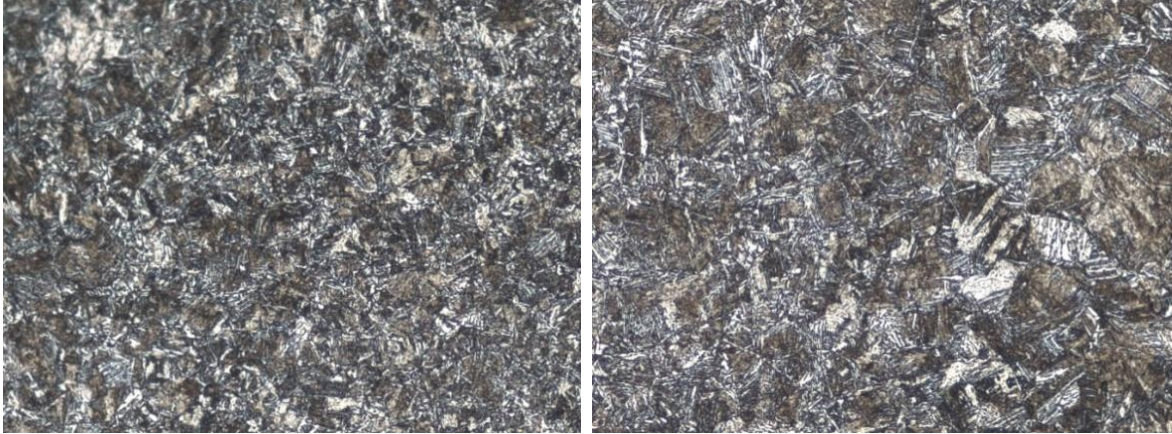
A amostra C2-1 possui apenas o cordão original de solda entre os metais bases e nas figuras a seguir nesta seção; as imagens foram obtidas após o ataque de nital 3%. A figura 29, 30 e 31 mostram os constituintes e os tamanhos de grãos da amostra, começando no metal base, passando pela ZAC e terminando no metal de solda.

Figura 29 – Imagens mostram os tamanhos de grãos e alguns constituintes encontrados na amostra C2-1; nital 3%; ampliação 200X (a)- Metal Base e (b)- Zona de Transição;



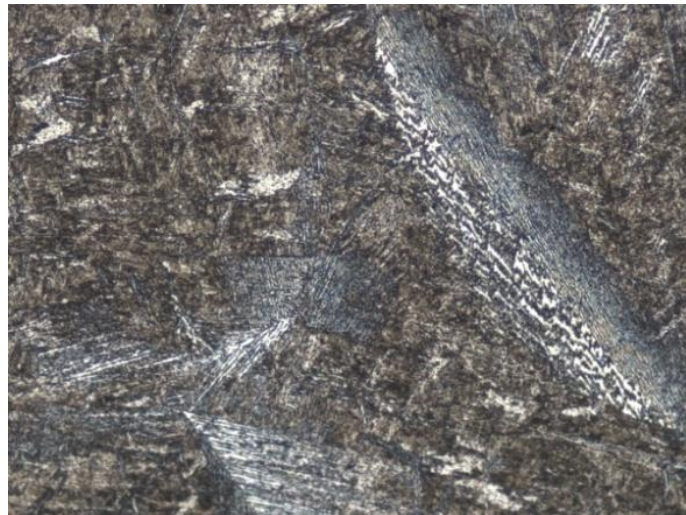
Fonte: AUTORES.

Figura 30 – Imagens mostram os tamanhos de grãos e alguns constituintes encontrados na amostra C2-1; nital 3%; ampliação 200X (a)- Grãos Finos, (b)Grãos Finos e Grãos Grosseiros, (c) e (d) Grãos Grosseiros.

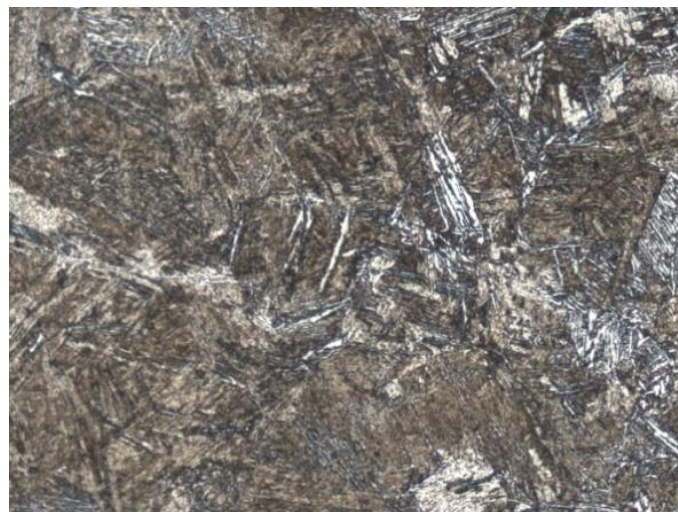


(a)

(b)



(c)



(d)

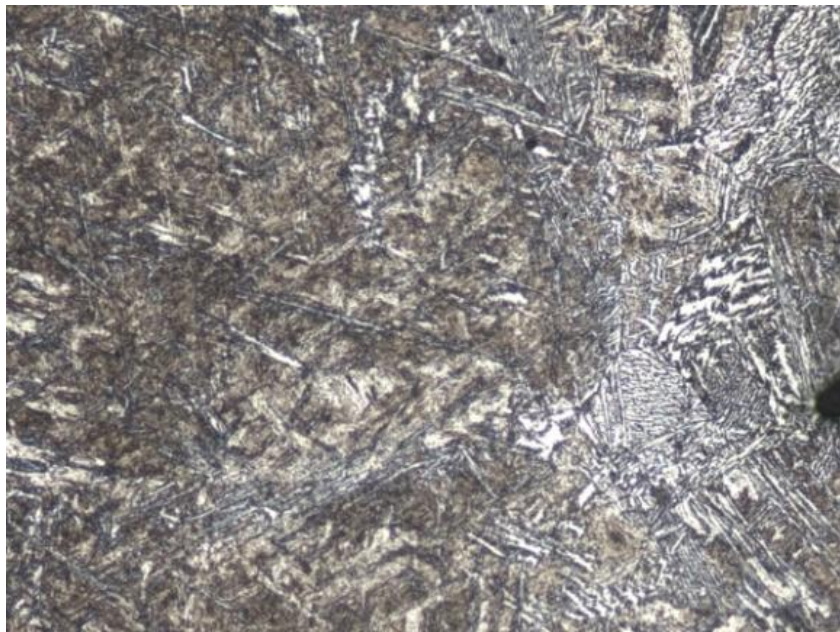
Fonte: AUTORES.

Na figura 30 (c) e (d) encontramos grãos grosseiros, onde podemos identificar nitidamente as fases presentes na ZAC com uma ampliação baixa, de 200x. Na imagem (c) podemos identificar grãos de Ferrita de Segunda Fase Alinhada e Ferrita Poligonal e na imagem (d) podemos identificar grãos de Ferrita Acicular e Ferrita de Segunda Fase Alinhada.

Figura 31 – Imagens mostram os tamanhos de grãos e alguns constituintes encontrados na amostra C2-1; nital 3%; ampliação 200X; (a)- Grãos Grosseiros e (b)-Metal de Solda.



(a)

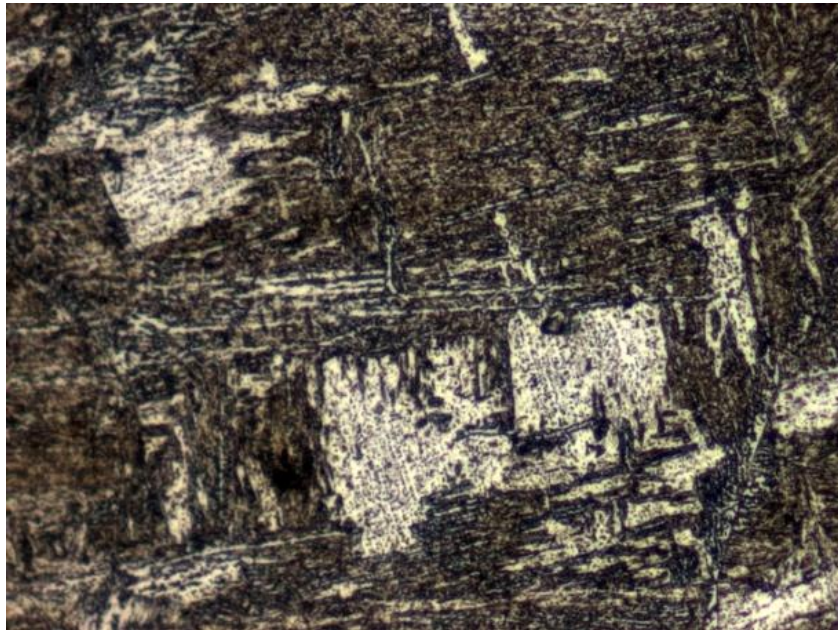


(b)

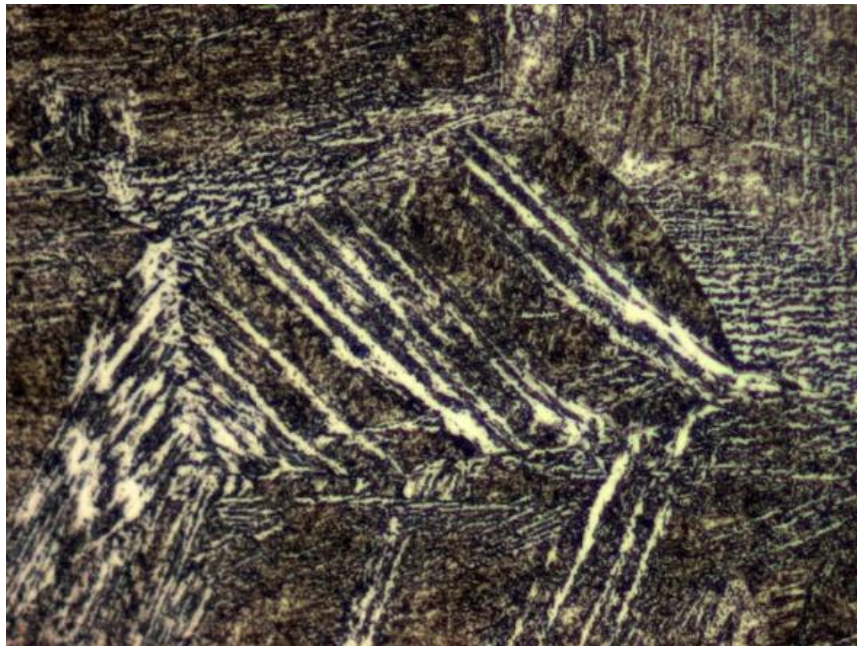
Fonte: AUTORES.

Na figura 32 a 37 as imagens mostram os constituintes encontrados no metal de solda, e as suas devidas identificações.

Figura 32 – Constituintes presentes no metal de solda da amostra C2-1; imagens do microscópio ótico Z1-M; nital 3%. Ampliação de 500x; (a) Ferrita poligonal e (b) Ferrita de Segunda Fase Alinhada.



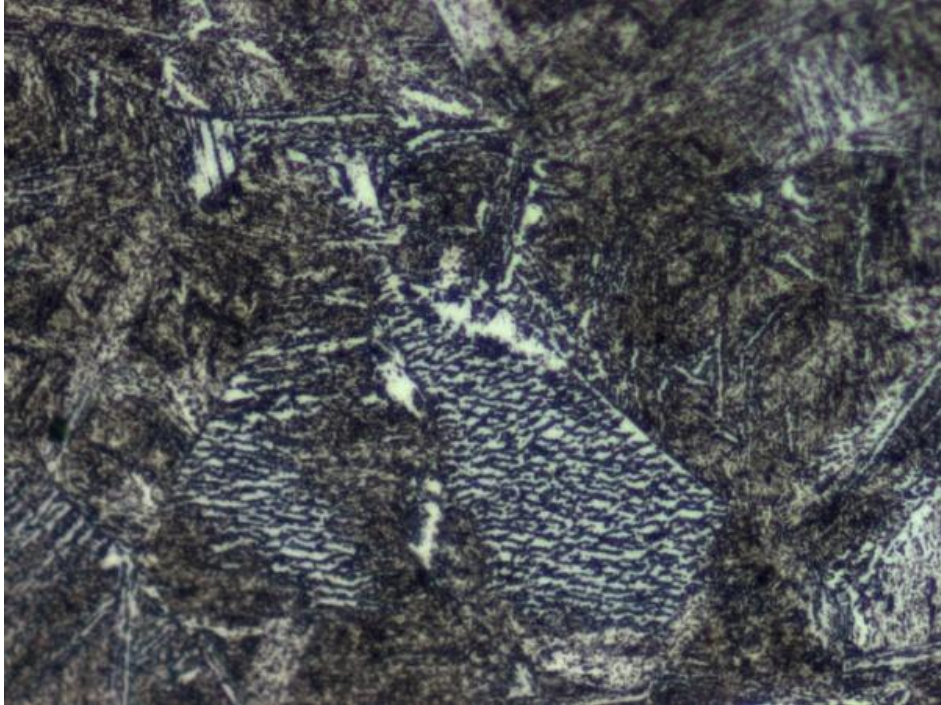
(a)



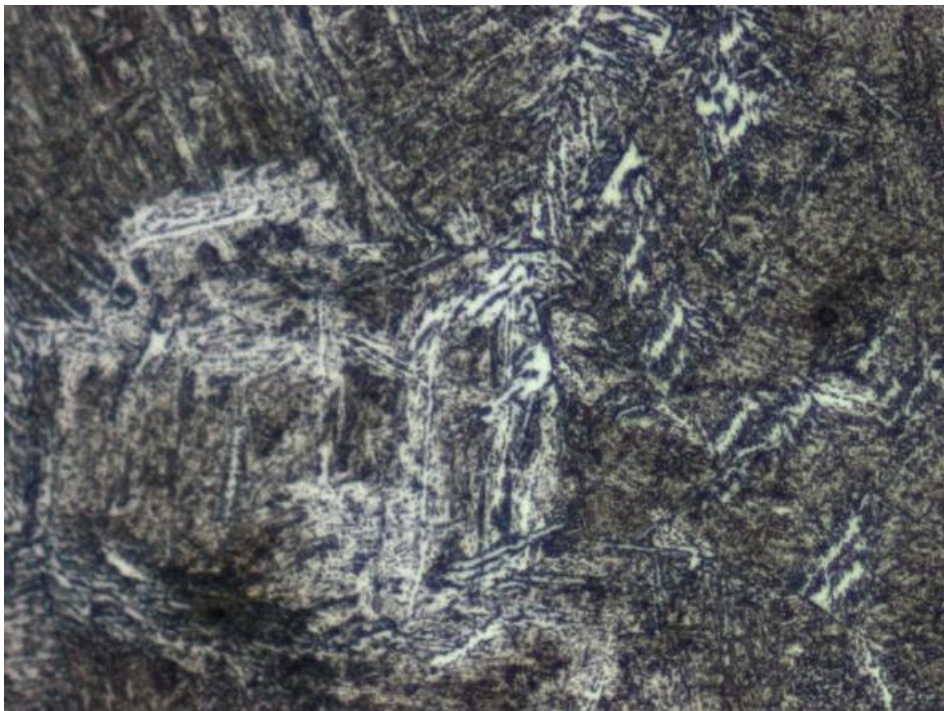
(b)

Fonte: AUTORES.

Figura 33 – Constituintes presentes no metal de solda da amostra C2-1; imagens do microscópio ótico Z1-M; nital 3%; ampliação de 500x; (a) Ferrita de Segunda Fase Não Alinhadas e (b) Martensita.



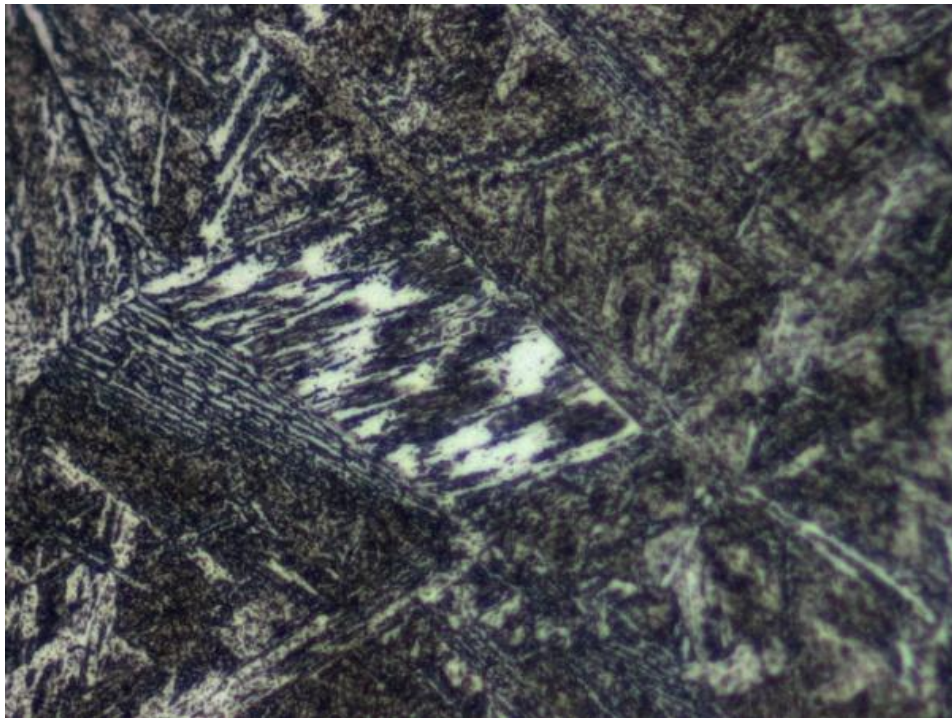
(a)



(b)

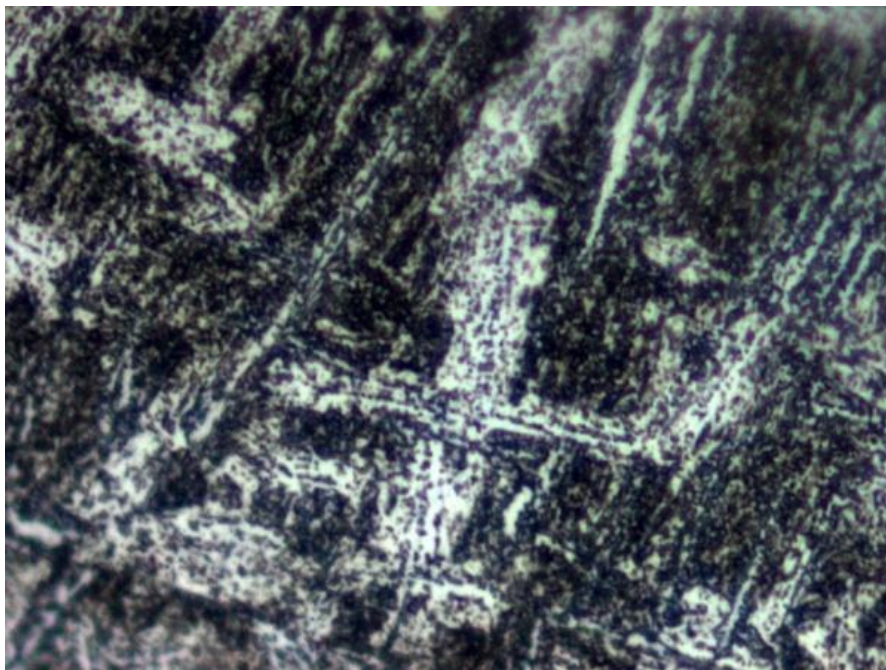
Fonte: AUTORES.

Figura 34 – Ferrita de Segunda Fase Alinhada e Martensita presente no metal de solda da amostra C2-1; imagens do microscópio ótico Z1-M; nital 3%; ampliação de 500x.



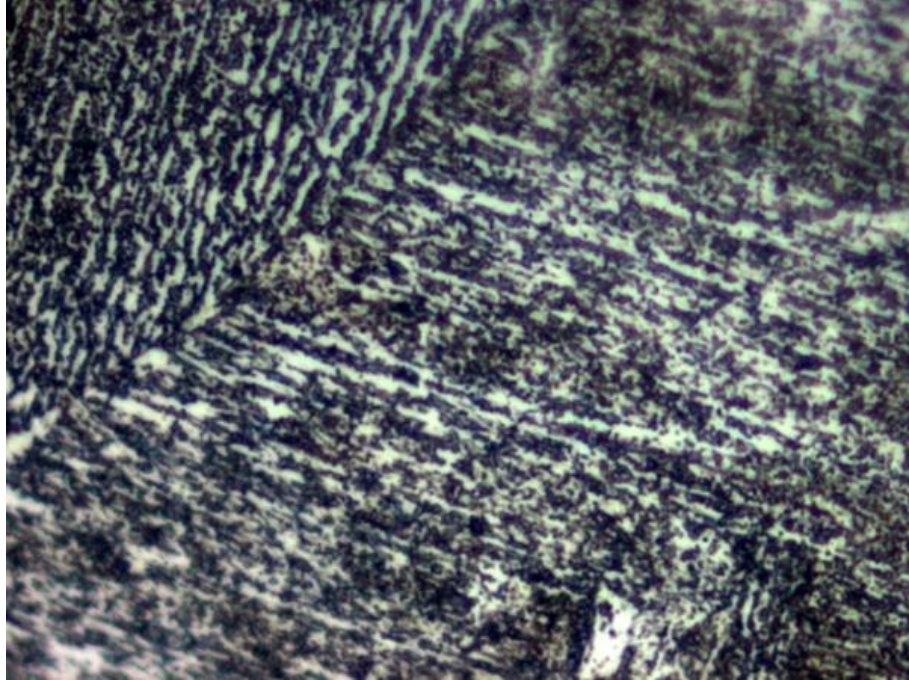
Fonte: Autores.

Figura 35 – Ferrita Acicular no metal de solda da amostra C2-1; imagens do microscópio ótico Z1-M; nital 3%; ampliação 1000x.

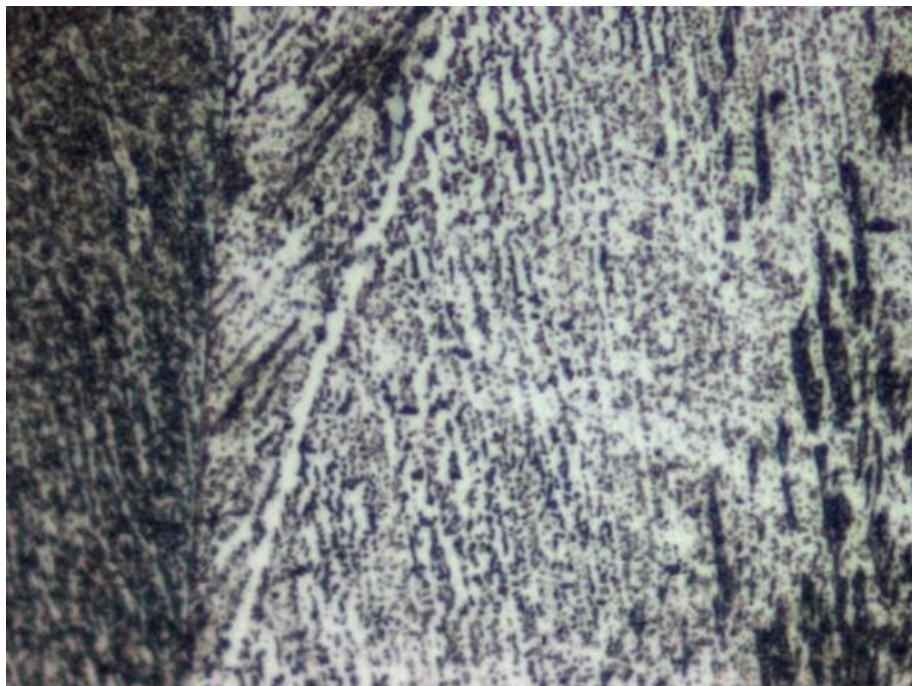


Fonte: AUTORES.

Figura 36 – Ferrita Acicular no metal de solda da amostra C2-1; imagens do microscópio ótico Z1-M; nital 3%; ampliação 1000x; (a) Ferrita de Segunda Fase Alinhada e (b) Agregados de Ferrita Carbetos.



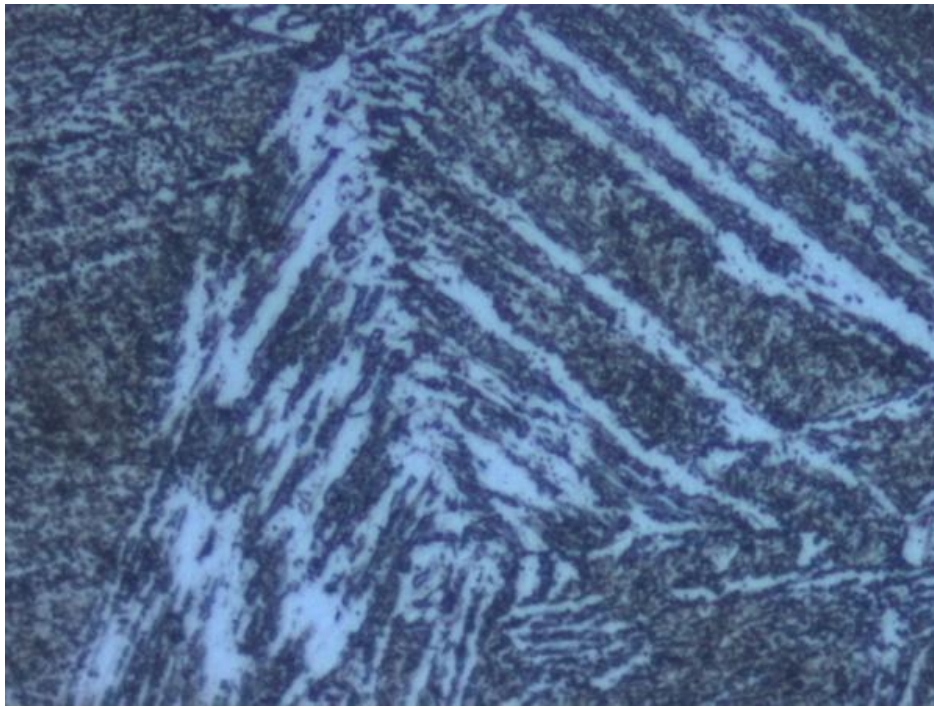
(a)



(b)

Fonte: AUTORES.

Figura 37 – Ferrita de Segunda Fase Alinhada no metal de solda da amostra C2-1; imagens do microscópio ótico Z1-M; nital 3%; ampliação 1000x.

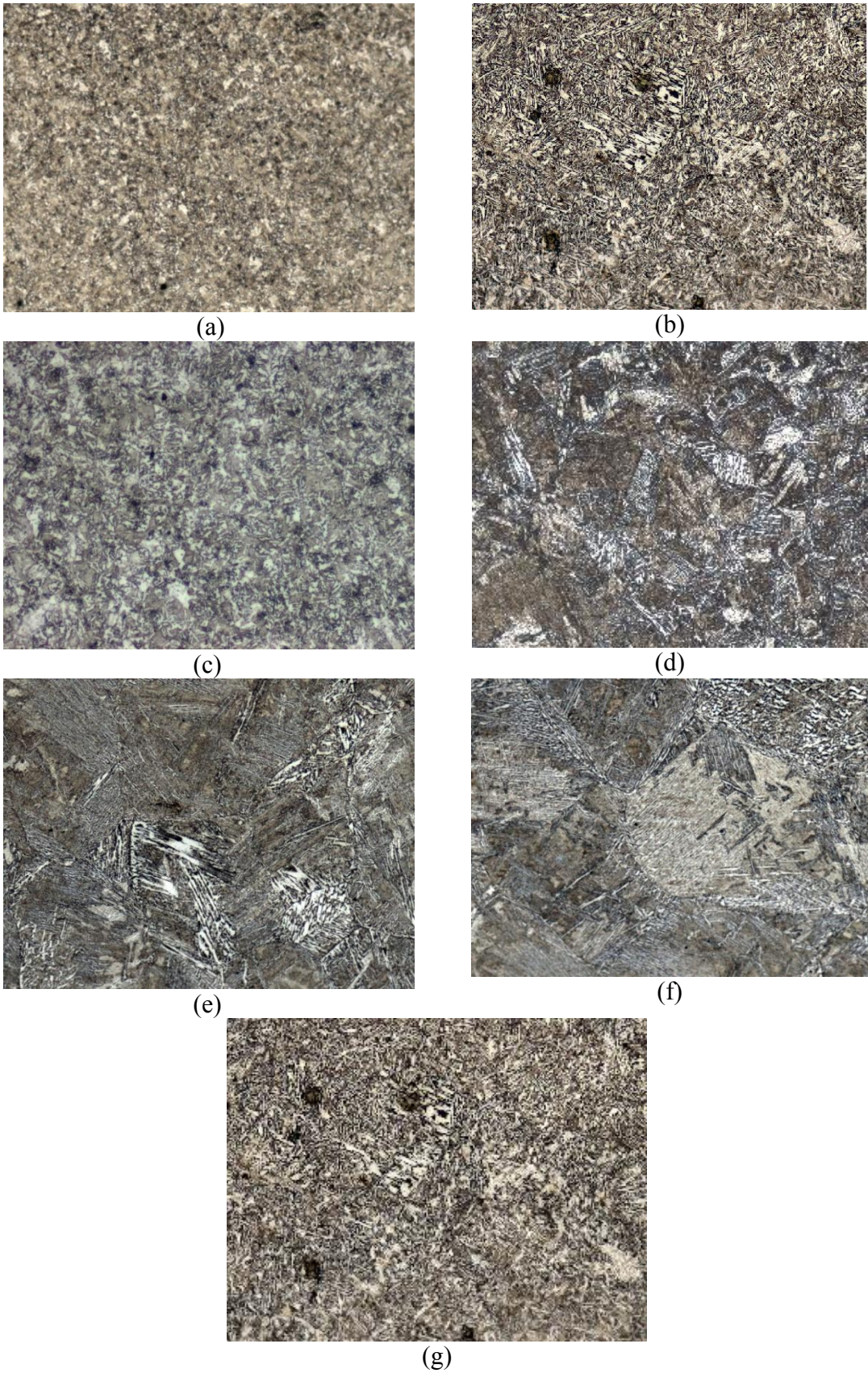


Fonte: AUTORES.

4.3.3 Amostra com quatro retrabalhos: C4

A amostra C4 passou por quatro retrabalhos e nas figuras desta seção são mostradas as imagens obtidas por microscopia ótica dos constituintes e o tamanho de grão do metal base, da ZAC e do metal de solda, após serem atacadas com nital 3%. A figura 28 mostra os constituintes e os tamanhos de grãos da amostra, começando no metal base, passando pela ZAC e terminando no metal de solda.

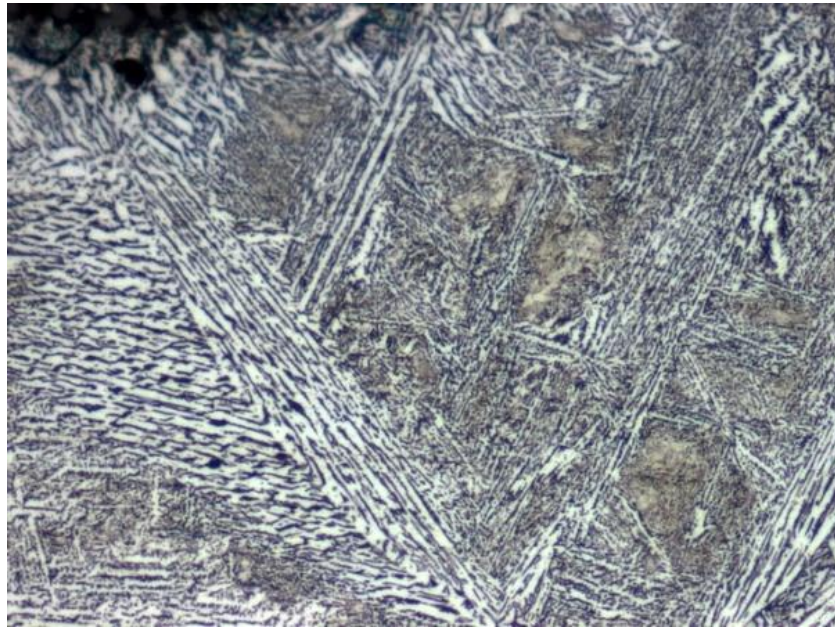
Figura 38 – Tamanho de grãos encontrados na amostra C4; (a) começando no MB, passando pela ZAC (b, c, d, e, f) e MS(g); ataque com nital 3%; Ampliação 200x.



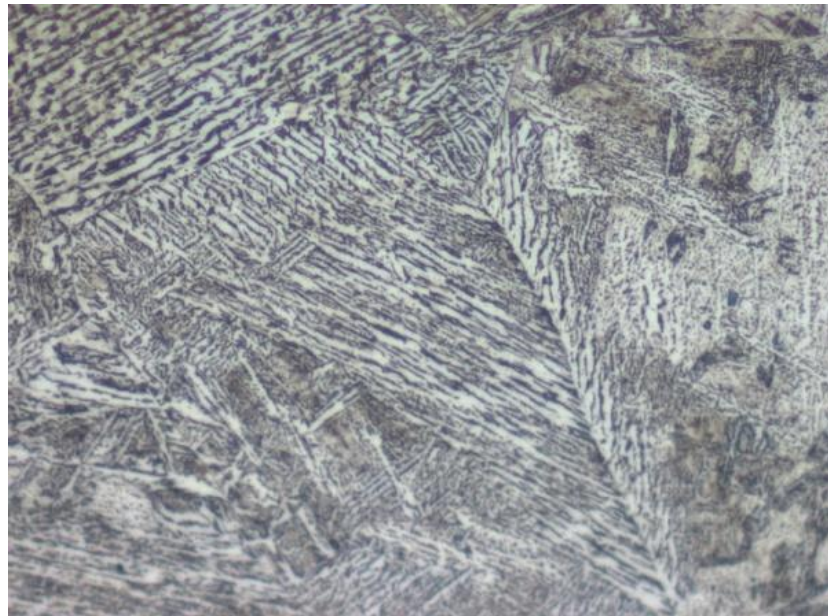
Fonte: AUTORES.

Na figura 39 a 42, as imagens mostram os constituintes encontrados no metal de solda da amostra que passou por quatro retrabalhos e as suas devidas identificações.

Figura 39 – Ferrita de Segunda Fase Alinhada (a) e (b) encontrados no metal de solda em amostra C4; imagens do microscópio ótico Z1-M; ataque com nital 3 %; Aumento de 500x.



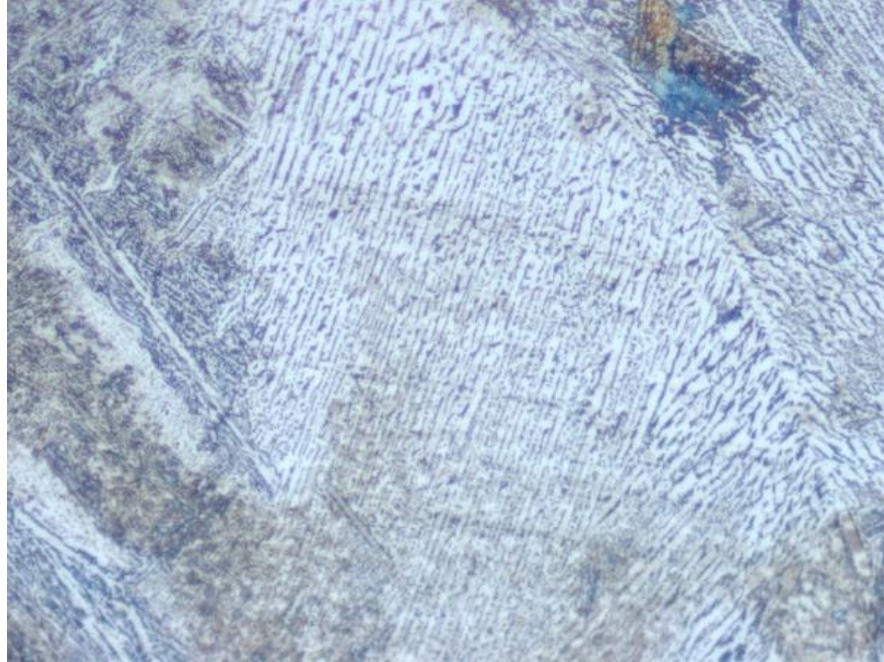
(a)



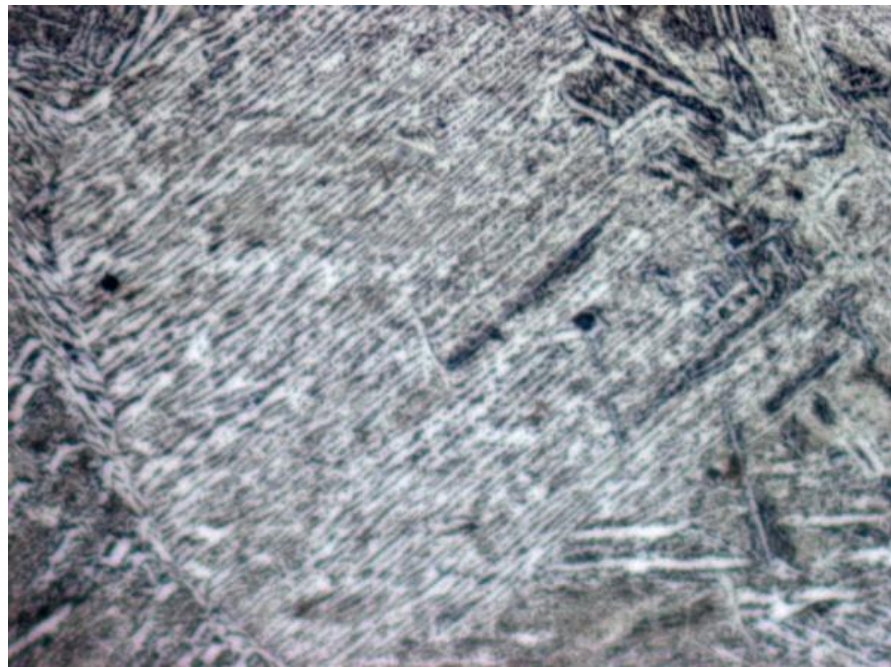
(b)

Fonte: Autores.

Figura 40 – Agregados de Ferrita Carbeto (a) e Ferrita de Segunda Fase Alinhada (b) encontrados no metal de solda em amostra C4; imagens do microscópio ótico Z1-M; ataque com nital 3 %; Aumento de 500x.



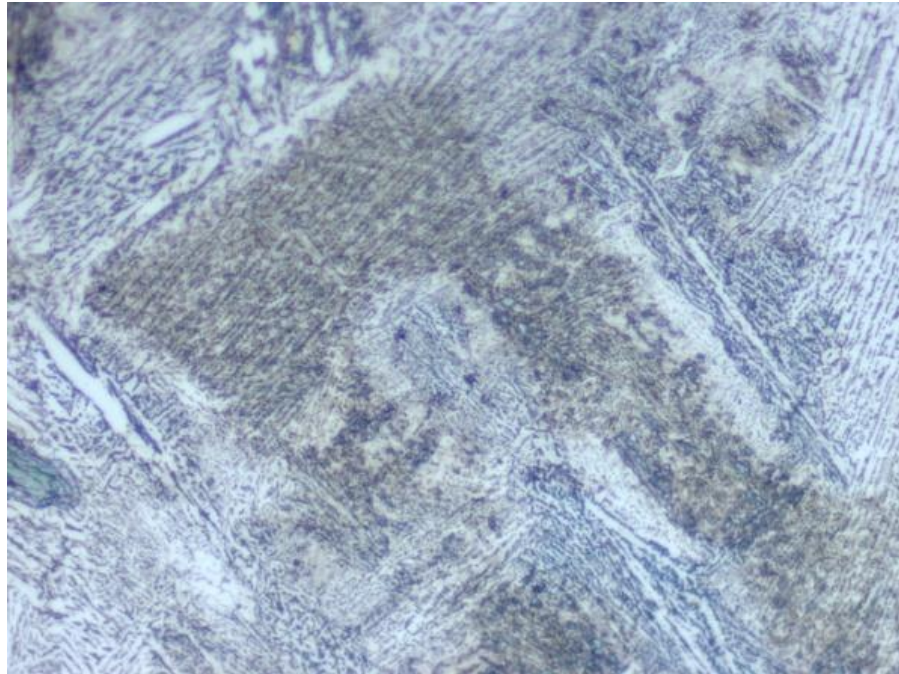
(a)



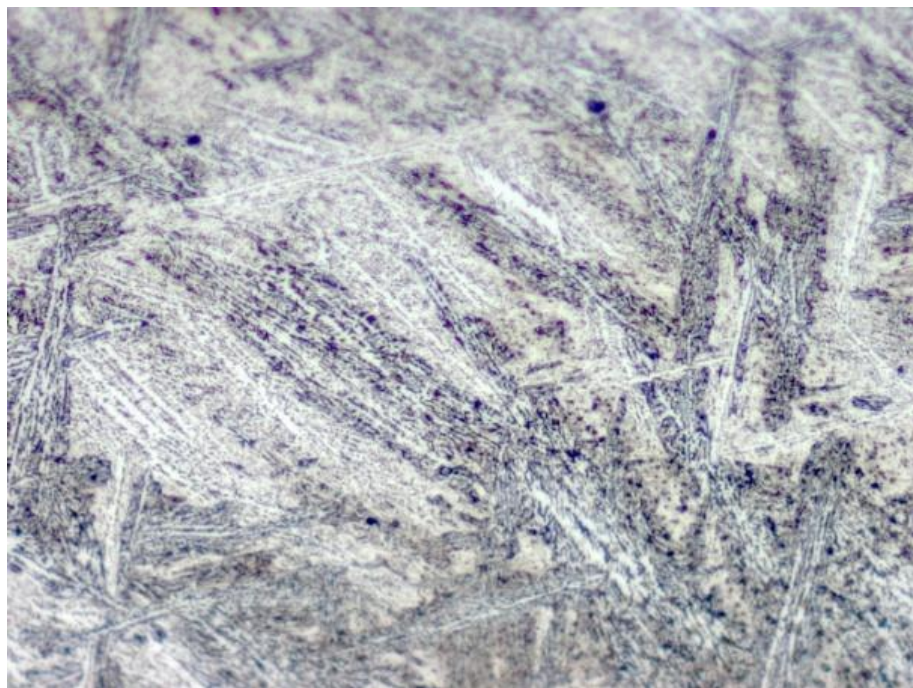
(b)

Fonte: AUTORES.

Figura 41 – Martensita e Ferrita poligonal (a) e Ferrita de Segunda Fase Alinhada (b) encontrados no metal de solda em amostra C4; imagens do microscópio ótico Z1-M; ataque com nital 3 %; Aumento de 500x;



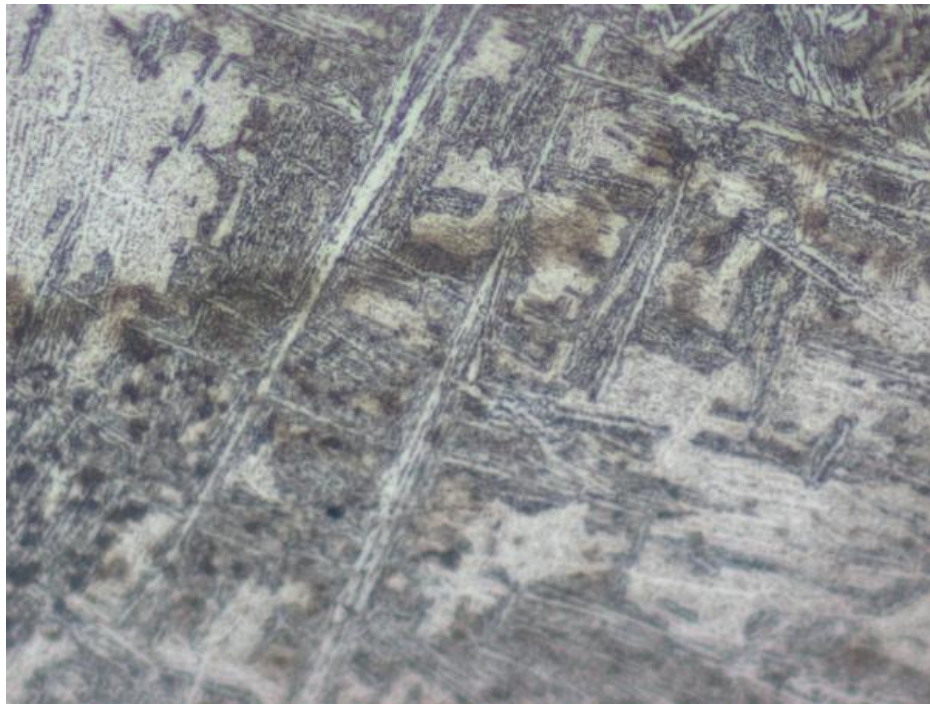
(a)



(b)

Fonte: AUTORES.

Figura 42 – Ferrita Acicular encontrado no metal de solda em amostra C4; imagens do microscópio ótico Z1-M; ataque com nital 3 %. Aumento de 500x.



Fonte: AUTORES.

4.3.4 Comentários sobre resultados de MO e Análise dos Constituintes

Nas imagens obtidas para analisar o tamanho de grão das amostras (Figuras 23, 25, 27), começando no metal base e indo até o metal de solda, observou-se que os tamanhos de grãos ao longo da amostra podem variar de tamanhos, morfologia e orientações. Na ZAC observou-se que os tamanhos dos grãos variam: os grãos começam grosseiros perto do metal de solda e quanto mais distantes (perto do metal base) estes se encontram, mais finos eles vão se tornam. Esse efeito foi descrito na seção 2.2.5. e na figura 7.

Em todas as amostras encontramos os seguintes constituintes: ferrita poligonal, ferrita acicular, martensita, ferrita de segunda fase alinhada, ferritas de segunda fase não alinhada e agregados de carbeto. Porém, devido a problemas, não foi obtido a contagem desses constituintes.

Na amostra onde houve quatro retrabalhos foi observado um número maior de martensita na estrutura. Esses grãos de martensita, com maior dureza que a ferrita e perlita, dificultam a propagação da trinca por fadiga.

5 CONCLUSÃO

Após serem feitas as análises microscópicas e o ensaio de microdureza, pode-se observar algumas diferenças nas imagens e nos resultados obtidos nas amostras estudadas.

Nas imagens obtidas para analisar o tamanho de grão das amostras, começando no metal base, passando pela ZAC e indo até o metal de solda, observou-se que os grãos ao longo da amostra variam o tamanho, a morfologia e a orientação. Na ZAC observou-se que os grãos variavam conforme a distância do metal de solda: os grãos começam grosseiros perto do metal de solda e quanto mais distantes (perto do metal base) estes se encontram, mais finos eles se tornam.

No metal base encontraram-se os constituintes perlita e ferrita, sendo que os grãos eram amorfos e com tamanhos distintos. Na análise dos constituintes do metal de solda e ZAC, observou-se aumento no número de constituinte martensita na amostra C4, que passou por quatro retrabalhos; em todas as amostras foi possível observar ferrita poligonal, ferrita acicular, martensita, ferrita de segunda fase alinhada, ferritas de segunda fase não alinhada e agregados de carbeto.

Com o ensaio de dureza, conseguiu-se identificar a diferença entre os valores do metal de solda, da ZAC e do metal base, sendo a ZAC a região com maior dureza devido ao aparecimento de martensita revenida e microestruturas ferríticas no material quando soldado ou após passar por retrabalhos.

Foi observado ainda que a presença de maior quantidade de inclusões não metálicas no metal base do que no metal de solda e na ZAC juntamente com uma diminuição nos valores de dureza encontrados para estas diferentes regiões. O fato de uma quantidade reduzida de inclusões não metálicas deve-se a qualidade do cordão de solda que é exigido para esta situação. Durante a análise da amostra submetida a quatro processos de retrabalho, verificou-se que ocorre uma formação de inclusões em maior quantidade e também esta apresentou valores de dureza inferiores aos encontrados entre as amostras com cordão solda originais.

Dessa forma, faz-se importante a continuidade dos estudos nessa área, a fim de se obter um maior banco de dados estatísticos, tornando os mesmos mais confiáveis e dessa forma obter um padrão com intuito de elaborar normas devidamente fundamentadas em relação ao comportamento microestrutural quando submetido a sucessivos reparos por solda.

REFERÊNCIAS

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

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: 15 out. 2013.

INTERNATIONAL INSTITUTE OF WELDING (1988), **Guide to the light Microscope Examination of ferritic Steel Weld Metals**, IIW DOC.IX-1533-88.

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.

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.

WENNER, C. A., Drury, C. G., **Analysing human error in aircraft ground damage incidents**, *International Journal of Industrial Ergonomics*, 26, p. 177-199, 2000.

BOHRER, L. A. B. F. de A., **Investigação de Operações - Falha Estrutural em Vôo**, Centro de Investigação e Prevenção de Acidentes Aeronáuticos - CENIPA, ministério da Aeronáutica - SIPAER, Estado Maior da Aeronáutica.

GARCIA, A. N. (1998), **Reparos Rebitados em Estruturas Aeronáuticas Tolerantes a Dano**, Dissertação de Mestrado em Engenharia Aeronáutica e Mecânica (Área de Mecânica dos Sólidos e Estruturas), Instituto Tecnológico de Aeronáutica - ITA – São José dos Campos/SP.

VISHNU, P. R., **Solid-State Transformation in Weldments**, 1984, Welding, Brazing and Soldering, American Society of Metals, ASM Handbook, Metals Park, Ohio, v. 6, pp. 70- 87.

CALLISTER JR., W.D.; **Materials Science and Engineering**. 7.ed. New York: John Wiley& Sons, 2003. 724 p.

GORANSON, U. G., **Fatigue issues in aircraft maintenance and repairs**, **International Journal of Fatigue**, v. 19, p. S3-S21, 1993.

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.

DISTRITO FEDERAL. CENTRO DE INVESTIGAÇÃO E PREVENÇÃO DE ACIDENTES AERONÁUTICOS. **AVIAÇÃO CIVIL BRASILEIRA**. 2013. Disponível em: <http://www.cenipa.aer.mil.br/cenipa/Anexos/article/18/Acidentes_Civis_2013.pdf>. Acesso em: 27 out. 2013.