

CLEYSON ROBERTO BIBIANO DIAS DA SILVA

**EFEITO DO TRATAMENTO TÉRMICO DE ALÍVO DE
TENSÕES NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO
AISI 4130 60K E DA ZONA AFETADA PELO CALOR DE
REVESTIMENTO POR SOLDAGEM PELO PROCESSO
TIG PULSADO AUTOMÁTICO**

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

São Paulo

2016

**CLEYSON ROBERTO BIBIANO DIAS DA SILVA
(TECNÓLOGO EM MECÂNICA – SOLDAGEM – FATEC-SP)**

**EFEITO DO TRATAMENTO TÉRMICO DE ALÍVO DE
TENSÕES NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO
AISI 4130 60K E DA ZONA AFETADA PELO CALOR DE
REVESTIMENTO POR SOLDAGEM PELO PROCESSO
TIG PULSADO AUTOMÁTICO**

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

Área de Concentração: Engenharia da Soldagem

Orientador: Prof. Dr. Sérgio Duarte Brandi

São Paulo

2016

“Uma vida sem desafios não vale a pena ser vivida”

Sócrates.

DEDICATÓRIA

*Dedico este trabalho a meus familiares, a meus professores, meus
companheiros de curso e aos profissionais da área da soldagem.*

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus por me conceder saúde, disposição e entendimento para finalizar esse trabalho.

Agradeço ao meu orientador, professor Dr. Sérgio Duarte Brandi, pela ajuda e ensinamentos concedidos nesse trabalho e ao longo do curso de especialização em engenharia da soldagem.

Agradeço ao meu amigo Celso Luiz Modesto, pelo incentivo e ajuda dispersos nos preceitos acadêmicos, profissionais e pessoais.

Agradeço ao Sr. Marco Antônio Bonatti da empresa GB Indústria Mecânica LTDA, pelo apoio com os materiais, soldagem, tratamento térmico de alívio de tensões e ensaios mecânicos deste trabalho.

Agradeço a todos meus colegas do curso de especialização em engenharia da soldagem por terem compartilhado comigo bons momentos de aprendizado.

Agradeço grandemente a minha mãe Creusa Aparecida Dias da Silva, pelo amor, educação e orientação que foram e sempre serão valiosos a minha vida.

Agradeço a minha esposa Cristiane Aparecida Gomes Bibiano e a minha filha Lívia Gomes Bibiano pela compreensão quando precisei me ausentar nos dias de curso e quando precisei ficar focado nesse trabalho e agradeço especialmente pelo amor e felicidade que me proporcionam a cada momento da minha vida.

CURRICULUM VITAE

CLEYSON ROBERTO BIBIANO DIAS DA SILVA

Tecnólogo de Soldagem – CREA-SP: 5062653994.

Curso Superior na Faculdade de Tecnologia de São Paulo (FATEC-SP).

CURSOS DE CAPACITAÇÃO PROFISSIONAL

- Curso Técnico em Mecânica - Escola Estadual Getúlio Vargas;
- Curso de Inspetor de Soldagem Nível 1 - CETRE;
- Curso de Inspetor por Ensaio por Líquidos Penetrante - THÓRIO;
- Curso de Inspetor por Ensaio por Partículas Magnéticas - THÓRIO;
- Curso de Inspetor por Ensaio por Ultrassom - THÓRIO;
- Curso de Especialização em Engenharia da Soldagem - PECE / USP.

QUALIFICAÇÃO E CERTIFICAÇÃO PROFISSIONAL

- Qualificado e Certificado como Inspetor de Soldagem Nível I, conforme Sistema Nacional de Qualificação e Certificação de Inspetores de Soldagem - SNQC-IS Nº: IS-5640-N1;
- Qualificado e Certificado como Inspetor de Ensaios Não Destrutivos nas Modalidades Líquidos Penetrantes e Partículas Magnéticas, conforme Sistema Nacional de Qualificação e Certificação em Ensaios Não Destrutivos – SNQC/END Nº 14365.

RESUMO

Os equipamentos e componentes utilizados na indústria de extração e refino de petróleo e gás, tem tido a sua vida útil aumentada devido à aplicação de revestimentos resistentes a corrosão em regiões que estão contato com meios altamente agressivos. Estes equipamentos ou componentes em algum momento podem vir a sofrer degradações causadas pelo meio agressivo, sendo necessária a execução de reparos nestes revestimentos, que podem ser localizados ou até mesmo a sua substituição completa. Eles são normalmente fabricados com a utilização de aços baixa ligas, temperados e revenidos, que, em etapa posterior a operação de revestimento por soldagem resistente à corrosão, requerem tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT) para a redução das tensões residuais provenientes do processo de soldagem, de forma a evitar fragilizações que podem comprometer a integridade do equipamento. Nas operações de manutenção, onde reparos são executados substituindo completamente o revestimento resistente à corrosão, com a aplicação por soldagem de novas camadas de revestimento, há requisitos normativos de tratamento térmico de alívio de tensões. Este trabalho foi realizado com o objetivo de verificar os efeitos de dois ciclos térmicos adicionais de tratamento térmico de alívio de tensões nas propriedades mecânicas de aços forjados baixa liga, com ênfase nos valores de limite de escoamento e dureza no metal de base e na ZAC, através de simulação de dois reparos por soldagem, e a aplicação de tratamento térmico de alívio de tensões após cada uma das operações de soldagem. Os resultados evidenciam que os ciclos adicionais de TTAT realizados nas peças de testes, não apresentam alterações significativas e não prejudicando as propriedades mecânicas do metal de base e da ZAC. O aço forjado AISI-4130 60K pode ser submetido a dois processos de reparo com nova deposição do revestimento por soldagem, seguido do TTAT, sem que se altere as propriedades mecânicas e de corrosão especificadas.

ABSTRACT

The equipment and components used in oil and gas exploitation and refining industry has had its increased service life due to the application of coatings resistant to corrosion in regions that are in contact with highly aggressive media. These equipments or components at some point may suffer degradations caused by aggressive environment being necessary to carry out repairs in these coatings, which can be localized or even completely replaced. They are usually manufactured using quenched and tempered low-steel alloy, which, in a subsequent step, a corrosion resistant coating is applied by welding, requiring a post welding heat treatment (PWHT) to reduce residual stresses, resulting from the coating by welding, to avoid embrittlement that can compromise the integrity of the equipment. In maintenance operations, where repairs are performed replacing the corrosion resistant coating, new coating layers are applied following regulatory requirements for post welding heat treatment. This study was conducted in order to verify the effects of two post welding heat treatment in the mechanical properties of low-alloy forged steel, with emphasis on yield strength values and hardness in the base metal and in the HAZ, after simulation of two welding repairs, and the application of post welding heat treatment after each of the welding repairs. The results show that the additional PWHT cycles performed on coupons, no significant changes in the mechanical properties of the base metal and the HAZ. Wrought AISI 4130-60K steel can be subjected to two new repair processes of deposit coating by welding, followed by PWHT, without altering the mechanical and corrosion properties specified.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 - Classificação das ligas de Níquel [1].	3
Figura 2.2 - Efeitos dos elementos na temperatura da linha “ <i>solvus</i> ” (a) Ti e (b) Al [4].	5
Figura 2.3 - Morfologias observadas da fase γ' em algumas ligas de níquel: a) muito fina na liga af-1753 4100x; b) microestrutura típica em forma de esfera u-500 5450x; c) cúbica e trigonal na liga 2725x; d) cúbica típica in-100 13625x; e) alongada liga 713c; f) fina média e grossa in-738 5450x; g) condensada u-700 envelhecida 180 dias 545x; h) discordância decorando γ' u500 tem 4800x [8].	6
Figura 2.4 - Microestrutura observada em algumas ligas de níquel [13].	8
Figura 2.5 - Diagrama TTT de fases secundárias em alta temperatura em LIGA DE NÍQUEL625 [30].	15
Figura 2.6 - Diagrama TTT de uma LIGA DE NÍQUEL625 para um depósito de solda e uma liga trabalhada [30].	16
Figura 2.7 - Diagrama de fases binários Fe-Fe ₃ C [40].	19
Figura 2.8 - Esquema representativo das transformações dos aços hipoeutetóides [37].	21
Figura 2.9 - Curva TTT do aço SAE 4130 com 0,30% C-0,64% Mn-1,0% Cr-0,24% Mo [42].	22
Figura 2.10 - Ataque Contorno de grão austenítico, com presença de bainita e martensita [43].	23
Figura 2.11 - Morfologia das plaquetas de martensita de uma liga Fe-Ni-C [48].	25
Figura 2.12 - a) Microconstituintes dos aços. b) Perlita (Cementita + Ferrita) em um aço com 0,75% C resfriado ao forno (500x). c) Bainita superior em um aço 4150 formada a 460°C (500x). c) Martensita em um aço com 1,8% C resfriado a -100°C (500x) [53].	28
Figura 2.13 - Diagrama CCT para o aço AISI 4130 com 0,30% C, 0,64% Mn, 1,00% Cr e 0,24% Mo. A curva CCT foi estimada (linhas pontilhadas) e determinada experimentalmente (linhas sólidas) [63].	33
Figura 2.14 - Esquema processo soldagem TIG [67].	35
Figura 2.15 - Esquema Soldagem TIG [71].	35
Figura 2.16 - Variáveis da corrente pulsada [76].	39
Figura 2.17 - Os três tipos de polaridade do processo TIG [69].	39
Figura 2.18 - Perfil geométrico desejado do cordão de solda: a) união da junta soldada (aplicações convencionais); b) soldagem de revestimento [83].	43

Figura 2.19 - Geometria desejada para a deposição de três cordões de revestimento com uma sobreposição de 40% (Adaptado de KANNAN, T. e MURUGAN, N. por ELIAS, M. de S.) [81, 85].	43
Figura 2.20 - Detalhe da ZPM com espessura de 35 µm [90].	44
Figura 2.21 - Esquema de poça de fusão proposto [87, 94].	45
Figura 2.22 - ZPM tipo praia apresentando dureza elevada [87, 89, 95].	46
Figura 2.23 - ZPM tipo baías ou península [89, 95].	46
Figura 2.24 - ZPM tipo ilha, metal de base em meio ao metal de adição [89].	47
Figura 2.25 - Perfis de temperatura de uma junta soldada. As linhas grossas paralelas ao eixo da solda representam os ciclos térmicos (Temperatura-tempo) para um ponto a determinada distância perpendicular ao eixo central da solda. O corte y-y registra as temperaturas máximas atingidas por pontos em uma determinada distância ao eixo central da solda [95].	47
Figura 2.26 - Aspecto das regiões formada na ZAC, em uma solda de um passe. (Adaptação de Hulka, K. por RAMÍREZ, M. F. G.) [98, 99].	48
Figura 2.27 - Ciclos térmico representativos das regiões da zona afetada pelo calor: Subcrítica ZAC (SCZAC), Inter Crítica ZAC (ICZAC), Grão Refinado da ZAC (GRZAC) e Grão Grosso ZAC (GGZAC) [98].	48
Figura 2.28 - Representação esquemática do perfil de distribuição de temperatura máxima atingida na soldagem em função da distância ao eixo da solda, superposto ao diagrama de equilíbrio de fases Fe-C com adição das temperaturas máximas de soldagem sobre as fases de equilíbrio e possíveis efeitos sobre a microestrutura [95].	49
Figura 2.29 - Influência do tempo e temperatura para alívio de tensões residuais [42].	51
Figura 4.1 - Peça de teste utilizada neste trabalho.	54
Figura 4.2 - Máquina utilizada na soldagem da peça de teste.	57
Figura 4.3 - Forno STF 001 utilizado para realização dos ciclos TTAT.	58
Figura 4.4 - Carta gráfica STF 001 AT-008-15: Primeiro ciclo de TTAT.	59
Figura 4.5 - Carta gráfica STF 001 AT-010-15: Segundo ciclo de TTAT.	59
Figura 4.6 - Carta gráfica STF 001 AT-011-15: Terceiro ciclo de TTAT.	60
Figura 4.7- Corpos de provas preparados para os ensaios e testes.	61
Figura 4.8 - Localização de retirada dos corpos de prova do teste de tração. 61	61
Figura 4.9 - Dimensões aproximada dos corpos de prova do teste de tração.	62
Figura 4.10 - Ensaio macrográfico realizado na secção transversal da peça de teste.	63
Figura 4.11 - Localização dos pontos das medições de dureza.	63

Figura 5.1 – Gráfico com resultados dos testes de tração (Limite de resistência)	64
Figura 5.2 - Gráfico com resultados dos testes de tração (Limite de escoamento).	64
Figura 5.3 - Gráfico com resultados dos testes de tração (Alongamento)	65
Figura 5.4 - Gráfico com resultados dos testes de tração (Redução de área) ..	65
Figura 5.5 - Gráfico com valores das medições de dureza no metal de base nas amostras que foram realizados 01, 02 e 03 ciclos de TTAT.	66
Figura 5.6 - Gráfico com valores das medições de dureza na ZAC nas amostras que foram realizados 01, 02 e 03 ciclos de TTAT.	67
Figura 5.7 - Gráfico com valores individuais por CP dos testes de impacto com entalhe em V -20 °C no metal de base no sentido transversal ao comprimento da peça de teste nas amostras que foram realizadas 01, 02 e 03 ciclos de TTAT	69
Figura 5.8 - Gráfico com valores médios dos testes de impacto com entalhe em V -20 °C no metal de base no sentido transversal ao comprimento da peça de teste nas amostras que foram realizadas 01, 02 e 03 ciclos de TTAT	69
Figura 5.9 - Gráfico com valores individuais por CP dos testes de impacto com entalhe em V -20 °C na ZAC no sentido transversal ao comprimento da peça de teste nas amostras que foram realizadas 01, 02 e 03 ciclos de TTAT	69
Figura 5.10 - Gráfico com valores médios dos testes de impacto com entalhe em V -20 °C na ZAC no sentido transversal ao comprimento da peça de teste nas amostras que foram realizadas 01, 02 e 03 ciclos de TTAT	70

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 - Composição das principais ligas de níquel [2]	2
Tabela 2.2 - Composição dos arames e varetas utilizados na solda TIG [3].	3
Tabela 2.3 - Fases que podem se formar nas ligas de níquel [12].	8
Tabela 2.4 - Diâmetros atômicas aproximados e dados de solubilidade de vários elementos em ligas de níquel a 1000 °C ou 1830 ° F [21].	11
Tabela 2.5 - Resumo do efeito dos elementos de liga na estabilização das fases das ligas a base de níquel [1].	13
Tabela 2.6 - Influência dos elementos de liga nas ligas a base de níquel [11, 27]. Adaptada de (SHINOZAKI, 2011) por (PEREZ, G. J. A, 2005).	14
Tabela 2.7 - Composição química de alguns aços AISI/SAE 41XX (% em massa) [62].	34
Tabela 4.1 - Características de fabricação do material aço AISI-4130 60K utilizado neste trabalho (Composição Química).	53
Tabela 4.2 - Características de fabricação do material aço AISI-4130 60K utilizado neste trabalho (Propriedade Mecânica).	53
Tabela 4.3 - Características de fabricação do material aço AISI-4130 60K utilizado neste trabalho (Tenacidade).	53
Tabela 4.4 - Características de fabricação do material aço AISI-4130 60K utilizado neste trabalho (Dureza).	53
Tabela 4.5 - Características de fabricação do material aço AISI-4130 60K utilizado neste trabalho (Tratamento Térmicos).	54
Tabela 4.6 - Tratamentos Térmicos realizados no material aço AISI-4130-60K (Modificado) utilizado neste trabalho.	54
Tabela 4.7 - Composição química do material aço AISI-4130-60K (Modificado) utilizado neste trabalho.	54
Tabela 4.8 - Propriedades mecânicas do material aço AISI-4130-60K (Modificado) utilizado no trabalho.	55
Tabela 4.9 - Propriedade de tenacidade do material aço AISI-4130-60K (Modificado) utilizado neste trabalho.	55
Tabela 4.10 - Valores de dureza do material AISI-4130-60K (Modificado) utilizado neste trabalho.	55
Tabela 4.11 - Requisitos de composição química do arame ER NiCrMo-3 conforme AWS A5.14 [3].	55
Tabela 4.12 - Composição química do consumível ER NiCrMo-3 utilizado neste trabalho.	56
Tabela 4.13 - Parâmetros de soldagem da peça de teste.	56
Tabela 4.14 - Valores dos parâmetros especificados e registrados dos TTAT da peça de testes.	58

Tabela 4.15 - Dimensões do metal de base, revestimento e ZAC obtidos no exame macrográfico.	62
Tabela 5.1 - Resultados dos testes de tração das amostras com 01, 02 e 03 ciclos de TTAT.	64
Tabela 5.2 - Valores das medições de dureza no metal de base e na ZAC das amostras com 01, 02 e 03 ciclos de TTAT.	66
Tabela 5.3 - Resultados dos testes de impacto com entalhe em V -20 °C no sentido transversal ao comprimento da peça de teste nas amostras que foram realizadas 01, 02 e 03 ciclos de TTAT.	68

LISTA DE SIGLAS E ABREVIATURAS

AWS	American Welding Society
ASME	American Society of Mechanical Engineers
API	American Petroleum Institute
NACE	National Association of Corrosion Engineers
ASTM	American Society for Testing Materials
AISI	American Iron and Steel Institute
SAE	Society Automotive Engineers
CCC	Cúbico de Corpo Centrado
CFC	Cúbico de Face Centrado
TCC	Tetragonal de Corpo Centrado
TCP	Topologically Closed Packed
HC	Hexagonal centrado
MB	Metal de base
MS	Metal de Solda
ER	Electrode Rod
ZAC	Zona Afetada pelo Calor
HAZ	Heat Affected Zone
GGZAC	Grão Grosso da Zona Afetada pelo Calor
GRZAC	Grão Refinado da Zona Afetada pelo Calor
ICZAC	Inter Crítica da Zona Afetada pelo Calor
SCZAC	Subcrítica da Zona Afetada pelo Calor
ZPM	Zona Parcialmente Misturada
HTLA	Heat Treatable Low Alloy Steels
UHSLA	Ultrahigh Strength Low Alloy Steels
LR	Límite de Resistência a Tração
LE	Límite de Escoamento
TTT	Temperatura-Tempo-Transformação
CCT	Continuous Cooling Transformation
HB	Dureza Brinell
HV	Dureza Vickers

TIG	Tungsten Inert Gas
GTAW	Gas Tungsten Arc Welding
PGTAW	Pulsed Gas Tungsten Arc Welding
CC+ / CCEP	Corrente continua / Polaridade Inversa
CC- / CCEN	Corrente continua / Polaridade Direta
CA / AC	Corrente Alternada
TTAT	Tratamento Térmico de Alívio de Tensão

SUMÁRIO

<u>DEDICATÓRIA</u>	ii
<u>AGRADECIMENTOS</u>	iii
<u>CURRICULUM VITAE</u>	iv
<u>RESUMO</u>	v
<u>ABSTRACT</u>	vi
<u>LISTA DE FIGURAS</u>	vii
<u>LISTA DE TABELAS</u>	x
<u>LISTA DE SIGLAS E ABREVIATURAS</u>	xii
<u>1. INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA</u>	1
<u>2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</u>	2
<u>2.1 LIGAS DE NÍQUEL</u>	2
2.1.1 Classificação das ligas a base de níquel.....	3
2.1.2 Níquel puro.	4
2.1.3 Ligas endurecidas por soluções sólidas.	4
2.1.4 Ligas endurecidas por precipitação.	4
2.1.4.1 Fases gamas.	6
2.1.4.2 Outras fases.	7
2.1.4.2.1 Carbonetos, carbonitretos, boretos e nitretos.....	8
2.1.4.2.2 Fases com arranjo topologicamente compactadas.	9
2.1.5 Outras ligas especiais.	10
2.1.6 Efeitos gerais dos elementos de liga.	11
2.1.7 Liga de níquel 625.	14
<u>2.2 AÇOS.</u>	17
2.2.1 Influência dos elementos de liga.	25
2.2.2 Microconstituintes.	26
2.2.3 Temperabilidade.	28
2.2.3.1 Fatores que influenciam a temperabilidade.	30
2.2.3.1.1 Composição química.	30
2.2.3.1.2 Diagrama de equilíbrio austenítico.	31
2.2.3.2 Diagrama de equilíbrio de resfriamento contínuo (CCT).	32
2.2.4 Aços AISI/SAE 4130.	33
<u>2.3 PROCESSO DE SOLDAGEM TIG.</u>	34
2.3.1 Aplicações do processo TIG.	36

2.3.2 Tipos de corrente de soldagem no processo TIG.	36
2.3.2.1 Corrente contínua.	36
2.3.2.2 Corrente alternada.	37
2.3.2.3 Corrente continua pulsada.	37
2.3.3 Processo de alimentação do metal de adição.	40
2.3.3.1 Arame quente “Hot Wire”.	40
2.3.3.2 Arame Frio “Cold Wire”.	40
2.3.4 Vantagens e Desvantagens do processo TIG.	41
<u>2.4 REVESTIMENTO POR SOLDAGEM.</u>	41
2.4.1 Princípio de operação.	42
2.4.2 Características de operação.	42
<u>2.5 ZONA PARCIALMENTE MISTURADA.</u>	44
<u>2.6 ZONA AFETADA PELO CALOR (ZAC).</u>	47
<u>2.7 TRATAMENTO TÉRMICO.</u>	49
2.7.1 Tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT).	50
<u>3. OBJETIVOS.</u>	52
<u>4. MATERIAIS E MÉTODOS.</u>	53
<u>4.1 METAL DE BASE (SUBSTRATO).</u>	53
<u>4.2 METAL DE ADIÇÃO.</u>	55
<u>4.3 EXECUÇÃO DA SOLDAGEM.</u>	56
4.3.1 Experimento.	56
4.3.2 Parâmetros e equipamento de soldagem.	56
4.3.3 Parâmetros e forno dos TTAT.	58
<u>4.4 TESTES E ENSAIOS.</u>	60
4.4.1 Teste de tração.	61
4.4.2 Ensaio macrográfico.	61
4.4.3 Ensaio de dureza.	62
4.4.4 Teste de impacto com entalhe em V.	63
<u>5. RESULTADOS E DISCUSSÃO.</u>	64
<u>5.1 TESTE DE TRAÇÃO.</u>	64
<u>5.2 ENSAIO DE DUREZA.</u>	66
<u>5.3 TESTE DE IMPACTO COM ENTALHE EM V.</u>	68
<u>6. CONCLUSÕES.</u>	71
<u>SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS.</u>	72
<u>7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.</u>	73

1. INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA.

Nas indústrias de extração e processamento de petróleo a utilização de revestimento resistente à corrosão depositado por soldagem tem se tornando fundamental para atender exigências técnicas e econômicas, aumentando a vida útil de equipamentos e componentes que fazem contato com meios corrosivos, tendo a aplicação destes materiais nobres, apenas nessas regiões agressivas.

Os equipamentos e componentes que entram em operação em alguma etapa de operação necessitarão de manutenção. A realização da manutenção preventiva do revestimento através de reparos parciais ou substituição completa por soldagem tendem a conservar a integridade estrutural e evitar a degradação do equipamento ou componente, dando a este prolongamento de sua vida útil, sendo que estes processos devem ser realizados logo que o revestimento atinja a espessura mínima de resistência à corrosão.

Em materiais baixa liga, o processo de manutenção com reparo por soldagem substituindo completamente o revestimento, faz-se necessário a realização do tratamento térmico de alívio de tensões após a soldagem, sendo esse executado cada vez que for realizado um reparo.

Nesse trabalho foram simulados três ciclos de tratamento térmico de alívio de tensão, sendo que um ciclo tem por objetivo garantir as propriedades mecânicas na fabricação da peça e os dois ciclos adicionais visam garantir as propriedades mecânicas com dois eventuais reparos, devido a manutenções futuras em que há remoção total do revestimento resistente a corrosão e a deposição de novo revestimento.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.

2.1 Ligas de níquel.

As ligas à base de Níquel são uma das mais importantes classes de materiais de engenharia, e são utilizados para diversas aplicações e ambientes, sendo selecionadas para resistência em meio aquoso e de corrosão com elevada temperatura, alta resistência a temperaturas ambiente e elevadas, possui ductilidade e a tenacidade a baixas temperaturas, propriedades elétricas específicas, e muitas outras propriedades físicas em função das aplicações [1].

Os consumíveis de soldagem de ligas de níquel podem oferecer algumas propriedades na condição soldada que nenhuma outra família de consumível pode oferecer, tais como a capacidade para ser diluído por diversos elementos de liga, mantendo a resistência e ductilidade em temperaturas criogênicas até temperaturas próximas de 1200 °C [1].

Com adições adequadas, estas ligas podem proporcionar resistência à corrosão útil e tem aplicações em diversas áreas das indústrias, incluindo a de geração de energia, petroquímica, processamento químicas, aeroespaciais e de controle da poluição [1].

Nas Tabelas 2.1 e 2.2 são apresentadas algumas ligas de níquel e consumíveis para soldagem GTAW com suas respectivas composições químicas:

Tabela 2.1 - Composição das principais ligas de níquel [2].

Tabela 2.2 - Composição dos arames e varetas utilizados na solda TIG [3].

COMPOSIÇÃO QUÍMICA DE ARAMES E VARETAS PARA SOLDAGEM DO NÍQUEL E SUAS LIGAS (% PESO) ^{a, b, c}															
CLASSIFICAÇÃO AWS 5.14	C	Mn	Fe	P	S	Si	Cu	Ni	Co	Al	Ti	Cr	Nb+Ta	Mo	W
ER NiCu-7	0,15	4,0	2,5	0,020	0,015	1,3	REM.	62,0-69,0	---	1,25	1,5	---	---	---	---
ER NiCr-3	0,10	2,5-3,5	3,0	0,030	0,015	0,5	0,5	MÍN. 67	[b]	---	0,75	18,0-22,0	2,0-3,0	---	---
ER NiCrFe-5	0,08	1,0	6,0-10,0	0,030	0,015	0,4	0,5	MÍN. 70	[b]	---	---	20,5-23,0	---	8,0-10,0	---
ER NiCrMo-2	0,05-0,15	1,0-2,0	17,0-20,0	0,040	0,030	1,0	0,5	REM.	0,5-2,5	---	---	20,5-23,0	---	8,0-10,0	---
ER NiCrMo-3	0,1	0,5	5,0	0,020	0,015	0,5	0,5	MÍN. 58	---	0,4	0,4	20,0-23,0	3,15-4,15	8,0-10,0	---
ER NiCrMo-7	0,015	1,0	3,0	0,040	0,030	1,0	0,5	REM.	2,0	---	0,7	14,0-18,0	---	14,0-18,0	0,5
ER NiCrMo-13	0,01	0,5	1,5	0,015	0,005	0,1	---	REM.	0,3	0,1-0,4	---	22,0-24,0	---	15,0-16,5	---
ER NiCrCoMo-1	0,05-0,15	1,0	3,0	0,030	0,015	1,0	0,5	REM.	10,0-15,0	0,8-1,5	0,6	20,0-24,0	---	8,0-10,0	---

a) Teores máximos exceto quando indicado REM. (Remanescente);
 b) Ouros elementos no máximo 0,5%;
 c) Co no máximo 0,12% quando especificado pelo comprador.

2.1.1 Classificação das ligas a base de níquel.

Não existe um sistema de classificação sistemática para as ligas à base de níquel assim como existe para aços e ligas de alumínio. Por esta razão, a maioria dessas ligas, são conhecidas pelos seus nomes comerciais, ou pelo número de liga que foi originalmente designado pelo fabricante. As ligas a base de níquel são geralmente classificadas por sua composição, como mostrado na Figura 2.1.

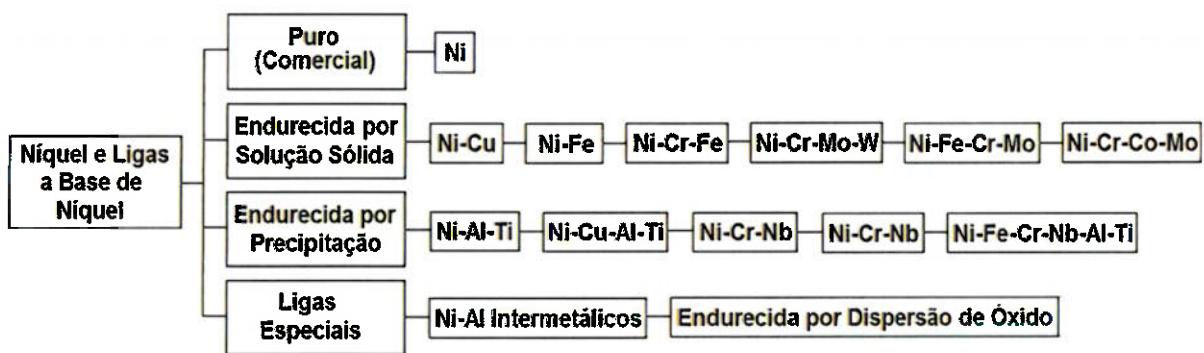


Figura 2.1 - Classificação das ligas de Níquel [1].

2.1.2 Níquel puro.

Comercialmente as ligas de níquel puro são as que contêm níquel em quantidades superior a 99% em peso. Estas ligas possuem resistência mecânica e dureza baixas, e são utilizados principalmente para a resistência à corrosão em ambientes agressivos. Existem ligas de níquel puro para aplicações específicas na área elétrica e na geração de ultrassom através do efeito magnetoestritivo. O níquel puro apresenta boa soldabilidade, mas são susceptíveis a porosidade quando soldada, o que pode ser evitada utilizando uma proteção gasosa eficiente. Devem ser mantidas limpas antes e durante a operação de soldagem para melhorar a susceptibilidade a ocorrência de trincas [1].

2.1.3 Ligas endurecidas por soluções sólidas.

Esta família de materiais em geral, apresenta boa resistência à corrosão de água do mar e outros ambientes de corrosão em geral. Outras ligas de níquel endurecidas por solução sólidas, podem conter apenas ferro e a maioria destas ligas são usados por suas características de coeficiente de expansão ou propriedades elétricas. Essas ligas possuem soldabilidade razoável, mas o desenvolvimento de consumíveis com boa resistência à trinca de solidificação combinando com as propriedades de expansão apresentou um desafio para os fabricantes de consumíveis [1].

As ligas endurecidas por solução sólidas contêm uma variedade de elementos substitucionais, incluindo cromo, molibdênio e tungstênio. Cada elemento proporciona características específicas e tem a capacidade de alterar a resposta na soldagem de cada liga. Estas ligas são usadas em uma variedade de aplicações que requerem boa resistência à corrosão [1].

2.1.4 Ligas endurecíveis por precipitação.

As ligas a base de níquel endurecíveis por precipitação contêm adições de titânio, alumínio e nióbio que causam um aumento da resistência mecânica por precipitação com níquel após um tratamento térmico adequado.

O alumínio (Al) e o titânio (Ti) são os dois maiores constituintes das ligas de níquel. Como pode ser visto na Figura 2.2, a solubilidade do Al ou Ti na fase, eleva

significativamente com o aumento da temperatura, um fator necessário para o endurecimento por precipitação [4].

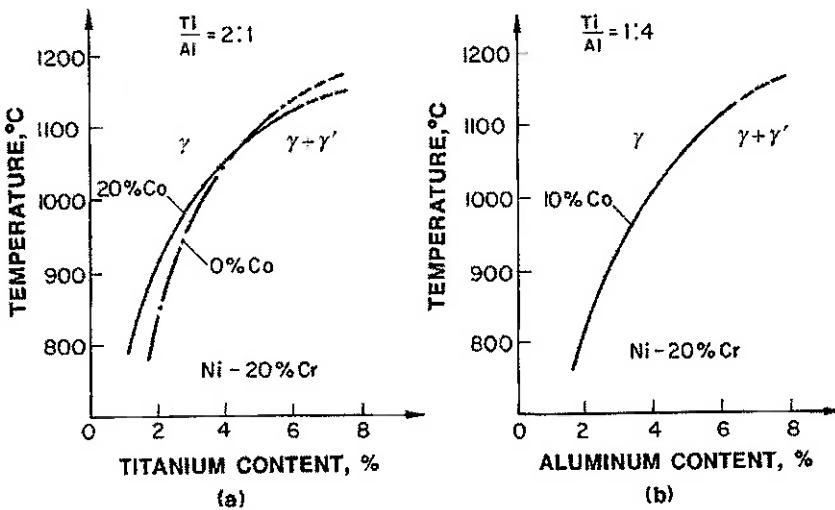


Figura 2.2 - Efeitos dos elementos na temperatura da linha “solvus” [a] Ti e [b] Al [4].

O aumento de resistência por precipitação das ligas de níquel pode ser obtido com tratamento térmico de solubilização a temperaturas abaixo da linha “solvus”, seguido primeiro por têmpera em água e em seguida por envelhecimento artificial na faixa da temperatura de precipitação. Na prática de fabricação, no entanto as ligas são geralmente resfriadas a partir da temperatura de solubilização, normalmente na faixa de 1040 a 1180 °C a uma temperatura de envelhecimento intermediário e mantida durante um número de horas antes de ser ainda mais resfriada a ar até a temperatura de envelhecimento final de cerca de 760 °C. Após o envelhecimento por 16 horas a esta temperatura final, as ligas podem ser resfriadas a ar até à temperatura ambiente. Para obter melhores resultados algumas ligas são envelhecidas até duas vezes entre temperaturas intermediárias. Para aplicações em baixas temperaturas a operação de envelhecimento pode ser efetuada apenas a 760 °C, para evitar a precipitação de carbonetos para o contorno de grãos [5, 6, 7].

Sob a maioria das condições, os precipitados e a resistência ao deslizamento nos contornos de grãos fornecida por carbonetos, que são responsáveis pelo aumento da resistência mecânica coerentes com a matriz austenita, que assim força a matriz de tal modo que a resistência da liga eleva substancialmente [1, 5].

2.1.4.1 Fases gama.

Os mais comuns dos precipitados encontrados nas ligas endurecidas por precipitação são chamados fase gama linha (γ' - Ni₃Al, Ni₃Yi, e Ni₃(Ti, Al)} e fase gama dupla linha (γ'' - Ni₃Nb) [5]. estas são abreviações das fases, a exata composição pode ser muito mais complexa [1].

O precipitado γ' pode assumir diversas formas, tais como esférica, cúbica ou alongada. A Figura 2.3 mostra exemplos de precipitados γ' , em diversas ligas de níquel:

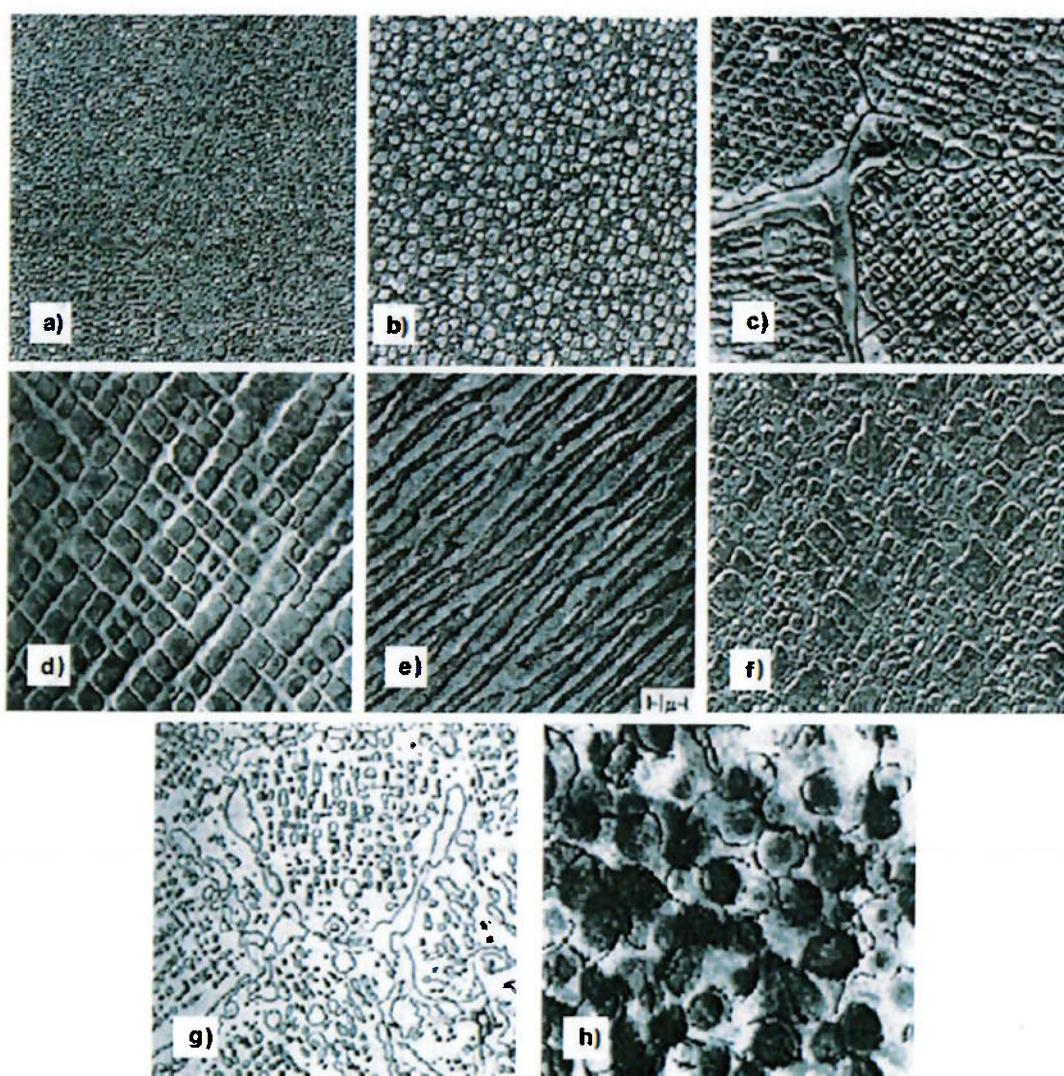


Figura 2.3 - Morfologias observadas da fase γ' em algumas ligas de níquel: a) muito fina na liga af-1753 4100x; b) microestrutura típica em forma de esfera u-500 5450x; c) cúbica e trigonal na liga 2725x; d) cúbica típica in-100 13625x; e) alongada liga 713c; f) fina média e grossa in-738 5450x; g) condensada u-700 envelhecida 180 dias 545x; h) discordância decorando γ' u500 tem 4800x [8].

Em algumas ligas o uso do nióbio como elemento primário para endurecimento da liga e a fase γ'' (um composto intermetálico ordenado de composição Ni₃Nb) ao invés de γ' , serão esses os responsáveis pelo endurecimento por precipitação durante o envelhecimento [5].

Ao aperfeiçoar adições de elementos de liga e tratamento térmico, estas ligas podem ser endurecidas para alcançar valores de limite de resistência superior a 200 ksi (1380 MPa) com limite de escoamento acima de 150 ksi (1035 MPa) [1].

As ligas endurecidas por precipitação são muitas vezes referidas como "superligas" baseadas na sua elevada resistência mecânica e resistência à corrosão a temperaturas elevadas. O termo tem sido vagamente aplicado a muitas outras ligas complexas de alta resistência mecânica, mas geralmente, o termo "superligas" é usado para descrever as ligas à base de níquel com as suas propriedades de resistência superior, fornecida pelas fases principais γ' e γ'' . Quando fundidas corretamente, produzindo baixos níveis de impurezas e devidamente projetas, as ligas endurecidas por precipitação podem oferecer grandes oportunidades de aplicações em projetos com excelente estabilidade à fadiga em temperaturas de serviço até 760 °C [1].

2.1.4.2 Outras fases.

Somada as fases γ' e γ'' temos também carbonetos, carbonitretos, boretos e nitretos e um grupo de fases chamados de fases com arranjos topologicamente compactadas (*phase topologically closed-packed, TCP*), que podem também estar presentes em certas ligas de níquel onde o controle da composição química não foi cuidadosamente observado [9]. Tais fases, por exemplo, σ e μ , muitas vezes aparecem como placas finas, duras e, assim promovem a redução da tensão de ruptura e ductilidade, no entanto, na maior parte das ligas a base de níquel, tal fases indesejáveis não aparecem normalmente, a menos que uma alteração significativa da composição da matriz tenha ocorrido como resultado de exposição extensiva na faixa da temperatura de envelhecimento, portanto elas não são uma grande preocupação durante a soldagem [6].

No entanto, deve salientar-se que a presença da fase *laves*, que também é uma fase com arranjo topologicamente compactado, foi relatado por promover fissuração a quente nas ligas LIGA 718 e A-286, devido ao seu ponto de fusão mais

baixo [10, 11]. Os dados dos carbonetos e fases que podem se formar nas ligas de níquel são apresentadas na Tabela 2.3.

Tabela 2.3 - Fases que podem se formar nas ligas de níquel [12].

FASE	ESTRUTURA	PARÂMETRO DO RETICULADO	FÓRMULA
γ'	CFC	$a_0=0,33561 \text{ Ni}_3\text{Al}$ $a_0=0,3568 \text{ Ni}_3(\text{Al}_{0,5} \text{ Ti}_{0,5})$	Ni_3Al $\text{Ni}_3(9\text{Al},\text{Ti})$
η	HC	$a_0=0,5093$ $c_0=0,8276$	Ni_3Ti
γ''	TCC	$a_0=0,3624$	Ni_3Nb
Δ	Ortorrombica	$a_0=0,5106-0,511$ $b_0=0,421-0,4251$ $c_0=0,452-0,4556$	Ni_3Nb
MC	CFC	$a_0=0,430-0,470$	$\text{TiC}; \text{NbC}; \text{HfC}$
M_{23}C_6	CCC	$a_0=1,050-1,070$	$(\text{Cr},\text{Fe},\text{W},\text{Mo})_{23}\text{C}_6$
M_6C	CCC	$a_0=1,085-1,175$	$(\text{Fe},\text{Mo},\text{W},\text{Nb},\text{Ta})_3\text{C}$
M_7C_3	Hexagonal	$a_0=1,398$ $c_0=0,4223$	Cr_7C_3
MN	Cúbica	$a_0=0,4240$	$(\text{Ti},\text{Nb},\text{Zr})\text{N}$
M	Romboédrica	$a_0=0,475$ $c_0=2,577$	$(\text{Fe},\text{Co})_7(\text{Mo},\text{W})_6$
Laves	Hexagonal	$a_0=0,475-0,495$ $c_0=0,770-0,815$	$\text{Fe}_2(\text{Nb},\text{Ti},\text{Mo},\text{Ta})$
Σ	Tetragonal	$a_0=0,880-0,910$ $c_0=0,450-0,480$	$\text{Fe},\text{Cr},\text{Mo},\text{Ni}$

Na Figura 2.4 pode ser observada uma microestrutura formada em ligas de níquel.

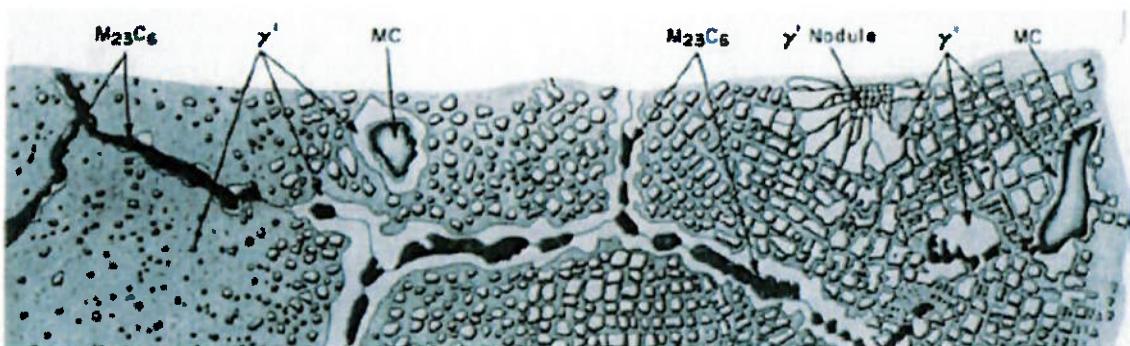


Figura 2.4 - Microestrutura observada em algumas ligas de níquel [13].

2.1.4.2.1 Carbonetos, carbonitretos, boretos e nitretos.

As ligas a base de níquel com níveis apreciáveis de carbono podem formar vários tipos de carbonetos, dependendo da composição da liga, durante o processamento e histórico de trabalho. O carboneto tipo MC apresenta uma microestrutura cristalina CFC e forma tipicamente no final da solidificação eutética,

formando reações com a matriz γ [14]. Os carbonitretos M [CN] são semelhantes, exceto que os níveis apreciáveis de C são substituídos por N. Estas reações eutéticas e os carbonetos concomitantes e carbonitretos são promovidos pela forte tendência de C, N, e alguns elementos metálicos (principalmente Ti e Nb) para segregar no líquido durante a solidificação. Como resultado, carbonetos MC são tipicamente distribuídos ao longo solidificação nas regiões interdendríticas de limites dos grãos. Os carbonetos MC podem frequentemente ser substituídos por carbonetos $M_{23}C_6$ e M_6C durante o processamento térmico e / ou o serviço de alta temperatura [15]. O carboneto $M_{23}C_6$ é geralmente rico em Cr e forma em 760 a 980 °C faixas com uma microestrutura cristalina cúbica complexa. Estes carbonetos tendem a se formar nos contornos de grão e quando presente como partículas discretas, pode melhorar a resistência à fluência, restringindo o limite de grão ao deslizamento. Os carbonetos M_6C forma na faixa de 815 a 980 °C e também apresentam uma microestrutura cristalina cúbica complexa. Estes carbonetos tendem a formar-se quando o Mo e/ou W tem conteúdo maior do que 6 a 8 de percentagem atômica.

Boro geralmente não excede 50 a 500 ppm nas superligas. Está presente geralmente nos contornos de grão e dificulta a separação entre grãos durante a ruptura em fluência. São partículas refratárias duras que possuem forma variando de blocos à aparência de meia-lua [13].

Os nitretos estão presentes em virtude de elementos, principalmente o titânio, que reduzem a possibilidade de aparecimentos de poros durante a soldagem ou fundição da liga [16].

2.1.4.2.2 Fases com arranjo topologicamente compactadas.

As fases com arranjo topologicamente compactadas tais como σ , P, e μ podem formar em materiais de alta liga durante o processamento térmico e/ou durante longos períodos de trabalho [17]. Algumas dessas fases podem também formar no final da solidificação. Por exemplo, pode formar a fase σ , devido à segregação de Mo [18], enquanto a fase "Laves" pode formar devido à segregação de Nb [14]. Estas fases apresentam microestruturas cristalinas complexas e, quando formadas, no estado sólido, os seus planos compactados são paralelos aos planos {111} da matriz de austenita. Estas fases são geralmente evitadas, porque elas

produzem tipicamente uma perda de resistência e pode promover a falha prematura. A perda de resistência é promovida pela redução de elementos endurecedores na solução sólida na matriz, tais como Cr, Mo e W. A redução de Cr a partir da matriz pode também reduzir a resistência à corrosão. Falha precoce pode ocorrer devido à alta dureza e lâmina com morfologia destas fases que causam quebra prematura e falha quebradiça. Por último, Cr e Al são elementos importantes para fornecer resistência à corrosão de alta temperatura. A maioria das ligas comerciais contêm 10 - 30% em peso de Cr, o que leva a formação de um filme passivo na superfície, óxido de cromo (Cr_2O_3), e gerando proteção contra a corrosão [19]. Este óxido na superfície fornece proteção, limitando difusão do oxigênio e enxofre no interior, bem como a difusão externa de elementos de liga [1]. A redução desses óxidos diminuirá significativamente a resistência contra corrosão.

A fase δ ortorrômbica é geralmente indesejável porque é incoerente com a matriz de Ni e, portanto, não promove aumento da resistência eficazmente. Além disso, pode levar à fragilização associada a uma perda de ductilidade [1].

.A fase η possui uma microestrutura cristalina hexagonal com composição Ni_3Ti , pode-se formar em ligas a base de níquel, especialmente em graus com alta razão Ti/Al e que tenham sido expostas à alta temperatura. A fase η não solubiliza outros elementos e cresce rapidamente, formando grandes partículas, maiores do que γ , embora sua precipitação seja lenta. Duas formas da fase η podem ser encontradas: a primeira surge em contorno de grão como um constituinte celular similar à perlita, alternando lamelas de γ e η . A segunda surge intragranularmente e possui morfologia similar às placas na forma de agulhas de Widmanstätten. A forma celular prejudica a tenacidade e a ductilidade em alta temperatura, já o padrão tipo Widmanstätten afeta a tenacidade, mas não a ductilidade em alta temperatura [20].

2.1.5 Outras ligas especiais.

Existem outras ligas que podem encaixar-se na categoria "super", devido a excelente resistência à fluência a alta temperatura. Estas ligas apresentam superior resistência à fluência, empregando ambos os endurecimentos por precipitação e dispersão, criado por uma fina dispersão de partículas que são estáveis a altas temperaturas. Estes materiais também têm excelente resistência à oxidação a elevadas temperaturas, mas eles sofrem da incapacidade de manter a sua alta

resistência através da junta soldada quando unidas por técnicas de soldagem por fusão convencional. Quando fundido por soldagem a fusão, a dispersão tende a se aglomerar e o endurecimento local causado pela dispersão é perdido dentro da zona de fusão e zona afetada pelo calor [1].

2.1.6 Efeitos gerais dos elementos de liga.

Os elementos Co, Cr, Fe, Mo são geralmente mais utilizados para aumento da resistência nas ligas de níquel endurecidas por solução sólida. Elementos que apresentam raios semelhantes atômicos, estrutura eletrônica, e microestrutura cristalina em relação ao Ni são mais propensos a permanecer em solução sólida. Por outro lado, a capacidade de um elemento dissolvido em elevar a tensão das ligas endurecidas por solução sólida, pode ser avaliada pela sua diferença de tamanho atômico quando comparada com a do níquel [1].

Os dados da Tabela 2.4 mostram que Al, Ti, Mn, Nb, Mo, W fornecem a melhor combinação de incompatibilidade de raios atômicos e apreciável solubilidade necessária para endurecimento por solução sólida.

Tabela 2.4 - Diâmetros atômicos aproximados e dados de solubilidade de vários elementos em ligas de níquel a 1000 °C ou 1830 °F [21].

SOLUTO	DIFERENÇA APROXIMADA DO TAMANHO ATÔMICO EM RELAÇÃO AO NÍQUEL [%]	SOLUBILIDADE APROXIMADA NO NÍQUEL A 1000 °C [wt %]
C	+43	0,2
Al	-15	7
Si	+6	8
Ti	-17	10
V	-6	20
Cr	-0,3	40
Mn	+10	20
Fe	+0,3	100
Co	-0,2	100
Cu	-3	100
Nb	-15	6
Mo	-9	34
Ta	-15	14
W	-10	38

Os elementos Cr, Mo, Mn, e W são usados em muitas ligas comerciais de fase única para endurecimento em soluções sólidas. Alguns desses elementos (por exemplo, Cr e Mo) podem participar em reações de precipitação no estado sólido durante longos tempos, operação em alta temperatura, bem como reações eutética no final da solidificação. Adições de Mo e W também são úteis para elevar resistência à fluência devido à sua baixa difusividade no níquel. Apesar do Ti e Al serem eficazes no endurecimento por solução sólida, eles tipicamente melhoram o aumento de resistência por precipitação do Ni₃(Ti, Al) em fase γ' nas superligas a base de níquel. O Al também favorece a resistência à corrosão pela formação de óxidos de alumínio (Al₂O₃) superficiais. O Ti também está presente nos metais de adição para se combinar com nitrogênio e evitar formação de porosidade [22]. O W promove o aumento de resistência por solução sólida na matriz γ e nos precipitados γ' [23].

O nióbio é eficaz para o aumento da resistência e é usado por ambos os endurecimentos por solução sólida e por sua habilidade em elevar a resistência promovendo a precipitação da fase γ'' (Ni₃Nb) [1]. Controla a segregação durante as reações finais de solidificação. Forma alguns tipos de carbonetos e promove mudanças nos contornos de grão [7, 9, 24].

Os átomos de alumínio residem nos cantos do cubo, enquanto os de níquel residem nos centros das faces. Em ligas comerciais, elementos, tais como Cr, Co e Fe podem substituir Ni, o Nb pode substituir o Ti e Al na fase Ni₃(Al, Ti). O Si é mantido em teores abaixo de 0,4%, devido problemas de soldabilidade, e quando presente tem efeito desoxidante [1, 23]. O Fe também eleva a solubilidade do carbono no níquel, melhorando assim a resistência a altas temperaturas. É utilizado também para reduzir custos, visto que o componente ferro-cromo é uma fonte mais acessível de cromo [23].

A discrepância entre a matriz γ e precipitado γ' é geralmente inferior a um por cento. A taxa de endurecimento dos precipitados é diretamente proporcional à energia de superfície da interface matriz/precipitado [25]. A boa correspondência entre a matriz γ e o precipitado γ' em superligas leva a uma energia superficial muito baixa que, por sua vez leva a taxas de endurecimentos mais baixas dos precipitados. A fase γ' mostra o efeito notável de elevar de resistência e de rendimento com o aumento da temperatura até aproximadamente 800 ° C [9].

Este efeito é pensado para ocorrer devido a efeitos previstos e a relativamente mobilidade baixados e deslocamentos da grade da microestrutura que ocorre com o aumento da temperatura. Aumentos adicionais de tensões de γ' pode ser realizada por endurecimento por solução sólida. Neste caso, o reforço adicional é obtido por dissolução de elementos, tais como Cr e Nb diretamente na fase γ' , com o Nb sendo o mais eficaz [25]. A fase γ'' (Ni_3Nb) podem se formar em ligas com suficientes adições de Nb [26]. Esta é uma fase tetragonal de corpo centrado (BCT) que confere resistência a muitas ligas comerciais pelo desenvolvimento de deformações elevado de coerência na matriz. No entanto, a fase γ'' é metastável e irá geralmente ser substituído pela fase δ ortorrômbica com a mesma composição Ni_3Nb após longos tempos de exposição a uma temperatura elevada [1].

O carbono promove precipitação nos contornos de grão limitando o deslizamento e favorecendo o aumento de resistência, porém deve ser mantido em teores baixos para evitar a formação de filmes, que prejudicam a resistência em temperaturas elevadas. O boro tem efeito similar ao carbono [23].

O resumo do efeito dos elementos de liga na estabilização das fases das ligas a base de níquel é apresentado nas Tabelas 2.5 e 2.6.

Tabela 2.5 - Resumo do efeito dos elementos de liga na estabilização das fases das ligas a base de níquel [1].

EFEITO	ELEMENTO
SOLUÇÃO SÓLIDA ENDURECIDA	Co, Cr, Fe, Mo, W, Ta
γ' - $Ni_3[Al, Ti]$ ENVELHECIDO	Al, Ti
SOLUÇÃO SÓLIDA ENDURECIDA POR γ'	Cr, Mo, Ti, Si, Nb
γ'' - Ni_3Nb ENVELHECIDO	Nb
CARBONETOS ENVELHECIDOS	
MC e M[C,N]	W, Ta, Ti, Mo, Nb
M_7C_3	Cr
$M_{23}C_6$	Cr, Mo, W
M_6C	Mo, W
FASES TOPOLOGICAMENTE COMPACTADAS (σ , P, μ , Laves)	Ti, V, Zr, Nb, Ta, Al, Si
ÓXIDOS SUPERFICIAIS ENVELHECIDOS (Cr_2O_3 / Al_2O_3)	Cr, Al

Tabela 2.6 - Influência dos elementos de liga nas ligas a base de níquel [27, 28].
Adaptada de (SHINOZAKI, 2011) por (PEREZ, G. J. A, 2005).

FUNÇÃO DOS ELEMENTOS DE LIGA NAS LIGAS A BASE DE NÍQUEL														
FACTOR DE ENDURECIMENTO	ELEMENTO DE LIGA													
	Co	Fe	Cr	Mo	W	V	Nb	Ta	Ti	Al	B	Zr	C	Mg
SOLUÇÃO SÓLIDA	W ↑	M ↑	S ↑	S ↑	S ↑	W ↑	--	--	--	S ↑	--	--	--	--
CONTORNO DE GRÃO	↑	--	--	--	--	--	--	--	--	--	↑	↑	↓	↑
FUNÇÃO DOS ELEMENTOS DE LIGA NAS LIGAS A BASE DE NÍQUEL														
ESTABILIDADE DE CARBONETO [1253K]														
M ₆ C	--	--	--	S ↓	S ↑	S ↑	--	--	S ↓	S ↓	S ↓	--	--	--
M ₂₃ C ₆	--	--	--	S ↑	S ↓	S ↓	--	--	S ↑	S ↑	S ↑	--	--	--
MC	--	--	--	M ↓	--	--	S ↑	S ↑	S ↑	S ↑	--	--	--	--
FUNÇÃO DOS ELEMENTOS DE LIGA NAS LIGAS A BASE DE NÍQUEL														
ESTABILIDADE DE CARBONETO [1088K]														
M ₂₃ C ₆		M ↓	M ↑	S ↓	M ↓	S ↓	--	S ↓	M ↓	---	★	★	---	★
MC		W ↑	M ↓	S ↑	M ↑	S ↑	--	S ↑	M ↑	---	↑	↑	---	↑
FUNÇÃO DOS ELEMENTOS DE LIGA NAS LIGAS A BASE DE NÍQUEL														
FACTOR DE ENDURECIMENTO	ELEMENTO DE LIGA													
	Co	Fe	Cr	Mo	W	V	Nb	Ta	Ti	Al	B	Zr	C	Mg
ESTABILIDADE DE MICROESTRUTURAS														
γ' → d	--	--	--	--	--	--	↑			↓	--	--	--	--
γ' → γ''	--	--	--	--	--	--	↑	↑	↓	↓	--	--	--	--
γ → γ	--	--	--	--	↓	--	↑	↑	↓	↓	--	--	--	--
LEGENDA	↑: ELEVA ↓: DIMINUI ★: CONTORNO DE GRÃO W: FRACO M: MÉDIO S: FORTE													

2.1.7 Liga de níquel 625.

A composição química da liga de níquel 625 (N-06625) e como consumível de soldagem (ER-NiCrMo-3) foram apresentadas nas Tabelas 2.1 e 2.2.

A microestrutura típica da liga de níquel 625 não tem presente nenhuma fase com arranjo topologicamente compactado na condição recocida. Após soldagem, fases com arranjo topologicamente compactadas podem aparecer na microestrutura da solda como resultado de uma condição de solidificação meta estável ou depois de prolongada exposição em elevada temperatura. Estas fases podem afetar negativamente as propriedades de corrosão e mecânicas [29, 30, 31].

Estudos realizados mostram que a solidificação de amostras comerciais da liga de níquel 625 {Ni-22; Cr-9.5; Mo-2; Fe (% peso)} com variações dos elementos C, Si e Nb mostram a presença de constituintes interdendríticos eutéticos do tipo γ/MC(NbC), γ/Laves e γ/M₆C. Quando o C era baixo e nenhuma porcentagem de Si havia sido adicionada intencionalmente. Poucos constituintes foram notados e a fase

predominante era γ /Laves. Com teor de C mais alto e Si não adicionado intencionalmente, o constituinte γ /MC(NbC) foi favorecido, eliminando a formação do constituinte γ /Laves. Com adições de Si e C mais baixos, foram favorecidos os constituintes γ /Laves e γ /M₆C. Quando ambos constituintes foram adicionados intencionalmente, os constituintes formados preferencialmente foram γ /MC(NbC), γ /Laves. Quando o Si estava presente na liga, ele segregava fortemente na fase Laves e M₆C. Nenhum Si foi encontrado no carboneto NbC [32].

Todas as pequenas fases enriquecem com Nb, perdem Ni e o modelo de segregação teve enriquecimento no núcleo da dendrita com Ni e Fe e perda de elementos Nb, Si e Mo. Segregação interdendríticas de Cr foi virtualmente inexistente. Na liga de níquel 625, a precipitação de fases intermetálicas e carbonetos ocorrem na liga quando envelhecida na faixa de temperatura 550 a 750°C e referenciou que na faixa de temperatura de envelhecimento de 600 a 900°C a liga de níquel 625 mostra uma severa perda de ductilidade. Uma baixa energia de impacto foi determinada após envelhecimento na faixa de temperatura de 700 a 800°C [32, 33, 34, 35, 36].

A perda de ductilidade é causada pela precipitação da fase tetragonal Ni₃(Nb, Al, Ti) e ortorrômbica Ni₃(Nb, Mo). A energia de impacto é mais afetada pela fase ortorrômbica. A precipitação de fases em alta temperatura na liga de níquel 625 pode ser prevista com a utilização de diagramas TTT (Tempo-Temperatura-Transformação) conforme pode ser observado na Figura 2.5 [31].

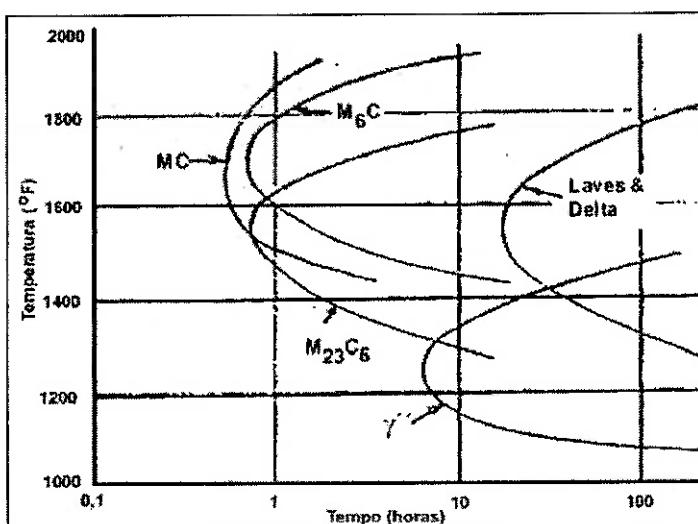


Figura 2.5 - Diagrama TTT de fases secundárias em alta temperatura em liga de níquel 625 [31].

Foi verificado envelhecimento com presença da fase γ'' na temperatura de 500 °C após serviço de aproximadamente 50.000 horas, fato este não previsto pelos diagramas TTT na liga de níquel 625 [29]. Os carbonetos precipitam mais cedo nas ligas a base de níquel porque a cinética é controlada pela difusão de carbono enquanto que para formação de intermetálicos requer a difusão de elementos substitucionais [31].

Na liga de níquel 625, o diagrama TTT pode mudar significativamente com o teor de Nb. Foi referenciado em experiências com curvas TTT para a liga 718 grande variação nas curvas reportadas. Esta diferença é creditada a variação da composição química entre os materiais testados. Outra variável química que merece ser mencionada é o nível de elementos aprisionados no material, por exemplo, S, P, O. Em elevada temperatura, estes elementos de tamanho singular penetram dentro do reticulado e não segregam muito severamente no contorno de grão, contudo na temperatura próxima de 300 °C, estes elementos tendem a segregar no contorno de grão podendo causar fragilização. Deve ser notado que a exposição prolongada à alta temperatura poderá levar a formação de segundas fases, no entanto sem remover estes elementos do contorno de grão. Para minimizar o problema deve ser reduzida sua presença através das práticas de fundição [31].

A solda é mais sensível do que o metal de base a mudanças nas microestruturas provocadas pela exposição à alta temperatura conforme pode ser observado na Figura 2.6 [31].

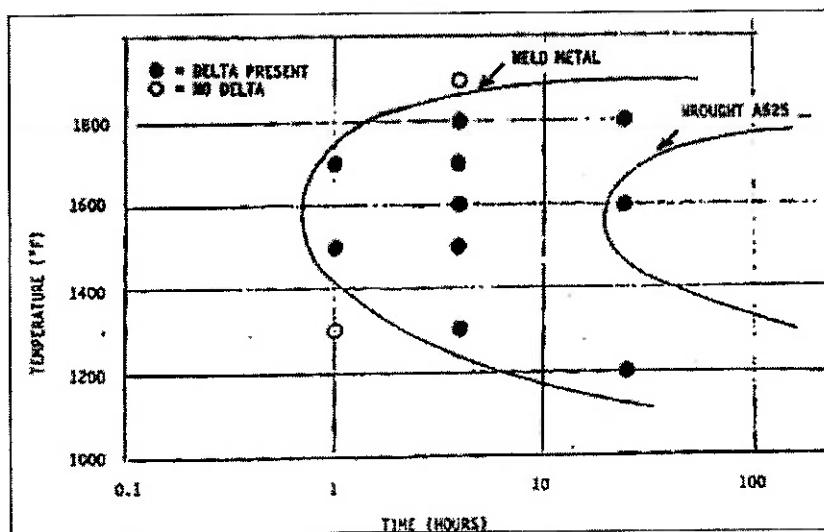


Figura 2.6 - Diagrama TTT de uma liga de níquel 625 para um depósito de solda e uma liga trabalhada [31].

Nesta Figura, é apresentada uma curva de formação da fase delta no material da liga de níquel 625 e um depósito de solda. Na Figura, pode-se observar que a curva de formação da fase delta para o depósito de solda é deslocada para esquerda por mais de uma ordem de magnitude de tempo. Isto resulta diretamente da segregação de elementos de liga na microestrutura fundida da solda. Carbonetos e fases intermetálicas podem se formar no estágio final de solidificação. O aumento da tenacidade de soldas é obtido com uso de consumíveis de baixo teor de Si e Fe [31].

2.2 OS AÇOS.

Os aços são ligas metálicas basicamente compostas por ferro e carbono em percentagens entre 0,008 e 2,14%. Comumente são acrescidos outros elementos de ligas para se obter propriedades desejadas para uma determinada aplicação. O aço é facilmente conformável por forjamento, laminação e extrusão [37].

O aço pode ser classificado de diferentes formas:

- Quantidade de carbono;
- Composição química quanto à constituição da microestrutura;
- Quanto à sua aplicação;
- Quanto ao processo de fabricação;
- Processo de acabamento;
- Forma do produto final;
- Processo de desoxidação;
- Resistência mecânica;
- Tratamento térmico.

A classificação mais comum é feita em função da composição química e dentre os sistemas de classificação química o SAE é o mais utilizado, adotando a notação ABXX, em que AB se refere aos aços baixa ligas com elementos de liga adicionados intencionalmente, e XX ao percentual em peso de carbono multiplicado por cem [38].

Além dos componentes principais indicados, o aço incorpora outros elementos químicos, alguns prejudiciais, outros são adicionados para melhorar propriedades específicas do aço, como resistência mecânica, dureza, ou para facilitar algum processo de fabricação. No aço carbono o teor de liga (sem considerar o ferro e do carbono) estará sempre abaixo dos 2%. Acima dos 2 até 5% de outros 26 elementos já é considerado aço de baixa liga, acima de 8% é considerado de alta-liga. Sendo assim, os aços podem ser classificados como [37]:

1) Aços carbono: ligas de ferro-carbono com teor de carbono comumente entre 0,008% a 2,14%, além de elementos residuais resultantes dos processos de fabricação, Os aços são divididos em [37]:

- Baixo carbono: aços com teor de carbono abaixo de 0,3%, aços com alta ductilidade, adequados para o trabalho mecânico e soldagem (aplicados na construção de estruturas metálicas, área naval, caldeiras e peças de grandes dimensões em geral. Estes aços não são convencionalmente temperáveis;
- Médio carbono: aços com teor de carbono entre 0,3 e 0,7%; são aços utilizados em engrenagens, bielas, e peças que requerem resistência ao desgaste mediana. São aços que atingem boa tenacidade e resistência quando temperados e revenidos;
- Alto carbono: aços com teor de carbono entre 0,7 e 2,1% e após têmpera, atingem elevada dureza e resistência sendo geralmente utilizados em molas, engrenagens, componentes sujeitos ao desgaste, pequenas ferramentas entre outros.

2) Aços ligados: contém elementos de liga, além do carbono, e são divididos em [37]:

- Baixa liga: aço com teor de elemento de liga abaixo de 5,0%;
- Alta liga: aço com teor de elemento de liga acima de 8,0%.

A composição, o processo de solidificação e os tratamentos térmicos aplicados subsequentes, influenciam na formação da microestrutura do aço. Para entender essas formações é fundamental conhecer as transformações que o aço

pode sofrer e compreender o diagrama de fases Fe-C (Ferro-Carbono) e as curvas TTT [39].

Os diagramas Fe-C existentes são dois:

- Estável: que apresenta o equilíbrio entre o Fe e a grafita.
- Metaestável: que apresenta o equilíbrio entre o ferro e a cementita (Fe_3C).

Nos processamentos de fabricação, as temperaturas são elevadas em relação às condições de equilíbrio, por tal motivo nos estudos dos aços carbonos e ferros fundidos, o diagrama empregado é o Fe- Fe_3C , mostrado na Figura 2.7 [40].

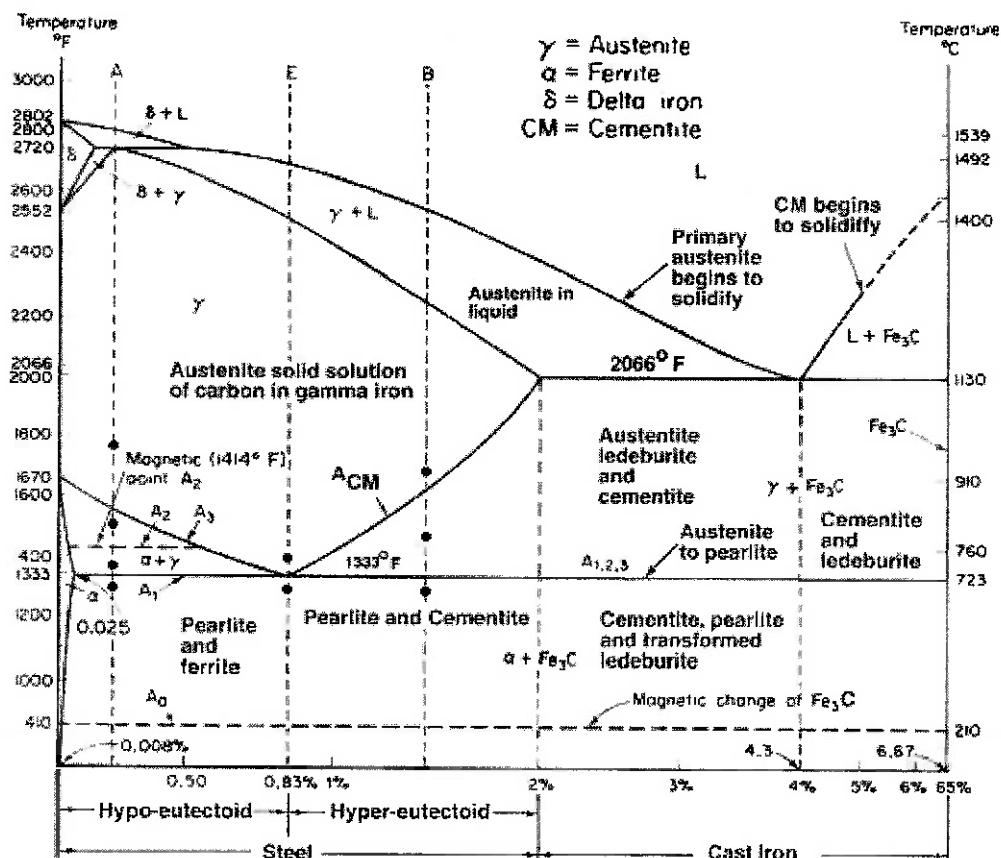


Figura 2.7 - Diagrama de fases binários Fe- Fe_3C [40].

Nesse diagrama é correlacionado transformações de fases deste material em função da temperatura com o percentual de carbono na liga de Fe, sendo possível observar os campos das fases: líquida, austenita (γ) (solução sólida do carbono em ferro gama), Fe_3C (carboneto de ferro) conhecido como cementita e

ferrita (α) (solução sólida do carbono em ferro alfa) e a grafita (microestrutura cristalina hexagonal) [40].

Alguns elementos químicos apresentam variedades alotrópicas, isto é, possuem microestruturas cristalinas diferentes em determinadas temperaturas. O ferro é um elemento alotrópico, pois apresenta três tipos de microestruturas ao se solidificar. Partindo da temperatura de aproximadamente 1540°C, o ferro apresenta microestrutura cúbica de corpo centrado, chamada de ferro delta ($Fe\delta$). Permanece nessa condição até cerca de 1390°C, abaixo desta temperatura, transforma-se em ferro gama ($Fe\gamma$), cuja microestrutura é cúbica de face centrada. Abaixo de 912°C, readquire a microestrutura cúbica de corpo centrado agora, chamada de ferro alfa ($Fe\alpha$) [40].

Prosseguindo o resfriamento, em 770°C o ferro adquire propriedades magnéticas, esta temperatura é denominada ponto de Curie [40].

As reações relevantes no diagrama Fe-Fe₃C ocorrem durante o resfriamento e podem ser divididas em [37]:

- Reação peritética – (0,17% de C / 1495 °C): L (líquido) + δ (ferrita delta) → γ (austenita).
- Reação eutética – (4,3% de C / 1148°C): L (líquido) → γ (austenita) + Fe₃C (cementita). A solubilidade do carbono na ferrita é muito pequena (máximo 0,008%) e pode ser considerada nula em muitos casos práticos.
- Reação eutetóide – (0,76% de C / 727°C): γ (austenita) → α (ferrita) + Fe₃C (cementita). Observando que o produto da reação eutetóide é uma mistura mecânica de duas fases (ferrita e cementita) denominada perlita [37]:
 - Aços eutetóides apresentam 0,76% de C;
 - Aços hipoeutetóides apresentam % de C inferior a 0,76%;
 - Aços hipereutetóides apresentam % de C superior a 0,76%;
 - O campo bifásico [$\alpha + \gamma$] é denominado ZONA CRÍTICA.

As possíveis transformações nas microestruturas dos aços médio carbono ocorrem na região hipoeutetóide, na qual o resfriamento e as transformações do

material são mostrados na Figura 2.8 por meio do movimento da linha vertical yy' do ponto c (fase austenítica), para os pontos d e e (fase austenítica e ferrítica nos contornos de grãos) e ponto f (matriz perlítica composta por fases com ferrita e cementita, juntamente com fase ferrítica nos contornos de grãos) [40].

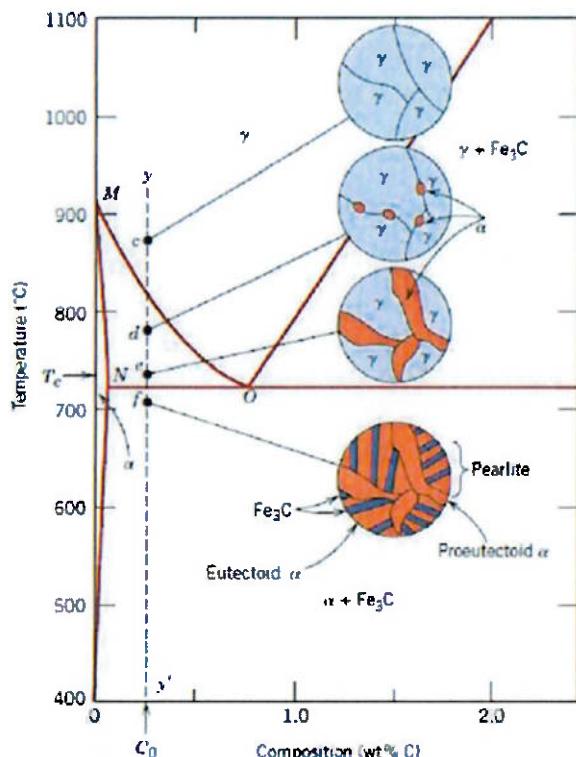


Figura 2.8 - Esquema representativo das transformações dos aços hipoeutetóides [37].

Quando ocorre um resfriamento fora do equilíbrio, temos algumas fases ou transformações em temperaturas diferentes das previstas no diagrama Fe-C. As curvas TTT possibilitam o controle das transformações, através de gráficos que representarem as mudanças nas microestruturas que o aço pode sofrer durante o resfriamento partindo da fase austenítica. Para construção destes gráficos é utilizado resfriamento à temperatura constante (isotérmica), temos como exemplo a Figura 2.9, mostrando a curva TTT para os aços 4130 [41].

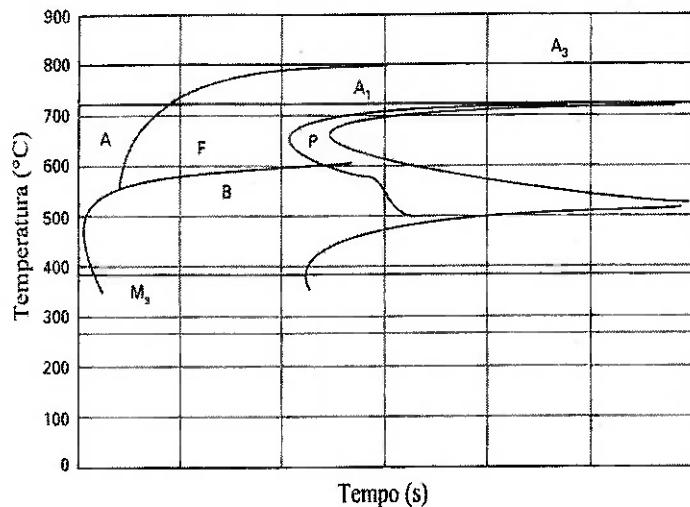


Figura 2.9 - Curva TTT do aço SAE 4130 com 0,30% C-0,64% Mn-1,0% Cr-0,24% Mo [42].

A bainita (regiões B da Figura 2.9) é um microconstituinte dos aços formado através do controle térmico de resfriamento rápido (em torno de 10 a 104 segundos) partindo da fase austenita em temperaturas que variam de 300 a 540°C [43].

Em temperaturas acima de 540°C originam a perlita (ferrita e cementita - Fe+Fe₃C), e abaixo de 300°C martensita, sendo que a bainita comumente se apresenta junto com estes microconstituintes, isto por que na prática diferentes partes de uma peça resfriam em diferentes velocidades [37].

Os valores de dureza e resistência à tração da bainita são superiores que os da perlita, pois suas partículas de ferrita e cementita são menores. Para a dureza, são encontrados valores médios entre 375 e 550 HV e sua principal característica é a maior tenacidade, quando comparada à martensita [37].

A bainita e a austenita tem a mesma composição, entretanto durante a transformação bainítica pode-se observar a decomposição em duas fases: crescimento da ferrita seguida por uma precipitação dos carbonetos [44].

A Figura 2.10 mostra uma microestrutura bainítica observada em um microscópio óptico, com ataque Nital e ataque com reagente para realçar contorno de grão [43].

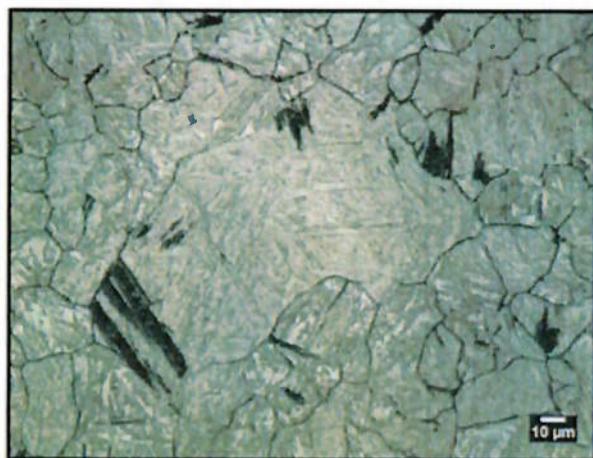


Figura 2.10 - Ataque Contorno de grão austenítico, com presença de bainita e martensita [43].

A martensita é formada quando ligas de ferro, após serem austenitizadas, são resfriadas rapidamente (assim como no tratamento térmico de têmpera), se transformando em uma microestrutura monofásica tetragonal de corpo centrado. Os elementos de liga presentes em um determinado tipo de aço determinam sua temperabilidade, ou seja, qual a velocidade de resfriamento necessária, a partir da temperatura de austenitização, para que toda a austenita se transforme em martensita [45, 46].

Foi observado que a morfologia da martensita consiste basicamente de ripas desalinhadas, as ripas têm cerca de 0,5 μm de comprimento, são separadas por contornos de grão e cada ripa de martensita é circundada por muitas células de discordâncias. Uma microestrutura martensítica, apresenta alta dureza, baixa ductilidade promovendo um material ou cordão de solda frágil, sendo que este é um efeito indesejável principalmente em peças soldadas [45, 46].

Após o tratamento térmico de têmpera, a microestrutura martensítica necessita de um tratamento térmico posterior, denominado revenimento, onde o principal objetivo é aliviar as tensões através do processo difusional, além de reduzir a dureza [46].

A transformação martensítica pode ser considerada como uma transformação de fase espontânea de um material cristalino, em resposta às forças químicas internas e/ou esforços externos. Em meados de 1920 e 1930, foi descoberta a existência de uma deformação intrínseca à transformação (alteração de forma) propondo um mecanismo pelo qual a martensita poderia ser formada com um mínimo de movimentação atômica partindo da austenita [46, 47].

O mecanismo sugerido foi descrito como deformação homogênea em que o movimento coordenado dos átomos transforma a malha de Bravais cúbica de faces centradas (CFC) da austenita (γ) em tetragonal de corpo centrado (TCC) da martensita. O começo da transformação martensítica acontece quando os primeiros volumes da fase austenítica se transformam em martensita. A temperatura na qual isso ocorre é conhecida como M_i (M_s). O resfriamento rápido da austenita restringe a difusão do carbono, nitrogênio ou dos elementos de liga especiais, nela dissolvidos, para os seus lugares de preferência, como para formar carbonetos, mas geralmente, não evita a transformação alotrópica da γ -Fe em α -Fe. A cinética de transformação tem dois tipos fundamentais de transformação martensítica: atérmica e isotérmica [47].

No primeiro a transformação corresponde à transformação atérmica. Durante o resfriamento da liga, se a amostra for mantida em uma temperatura isotérmica, abaixo de M_s , e acima de M_f , a reação será interrompida no momento em que toda a amostra estiver na atual temperatura. Não existirá crescimento da fase até que a temperatura outra vez diminua. Logo, o processo de nucleação do cristal é ausente de ativação térmica e esta transformação será designada de transformação martensítica atérmica. Esse comportamento pode ser observado em ligas Fe-C, Fe-Ni, Fe-Ni-C, etc. Uma provável explicação para o caráter atérmico é o fato de que a austenita vizinha a uma placa de martensita ser intensamente deformada pela reação. Como os volumes das duas fases são distintos, a martensita pode ter seu crescimento dependente em função da resistência mecânica da fase mãe (austenita). O segundo tipo de transformação será designada isotérmico, na qual a quantidade de martensita constituída é função da temperatura e do tempo. Assim, as transformações martensíticas isotérmicas se distinguem das transformações atérmicas por serem dependentes do tempo [48].

No processo de transformação isotérmica o aumento inicial na taxa de transformação é devido à nucleação autocatalítica, pela qual as primeiras martensitas formadas produzem outros 33 locais de nucleação de placas de martensita acarretando o subsequente aumento da taxa de nucleação. Entretanto, ao longo do tempo, a taxa de formação da martensita decresce e isto ocorre em virtude do efeito chamado de particionamento, ou seja, a fração de volume transformado por evento de nucleação diminui progressivamente à medida que a

fração volumétrica da matriz austenítica se decompõe em quantidades cada vez menores. Esse comportamento pode ser observado em algumas ligas de Fe-Ni-Mn, Fe-Ni-Cr-C, Fe-Ni e Fe-Ni-C. As transformações da austenita para martensita abrangem cisalhamento da rede, sendo um processo de endurecimento, a Figura 2.11 mostra a formação das plaquetas de martensita. A alta resistência da martensita está relacionada a diversas barreiras que atrapalham a movimentação das discordâncias [49].



Figura 2.11 - Morfologia das plaquetas de martensita de uma liga Fe-Ni-C [48].

2.2.1 Influência dos elementos de liga.

Os elementos a seguir, colocados em ordem decrescente da sua aplicação, são comumente utilizados nas ligas de aço: Cr, Mn, Ni, Si, W, Mo, V, Co, Ti, Al, Cu, Nb, Zr, B, N e Be. Esses elementos de liga interagem com o ferro, carbono e os outros elementos no aço, resultando em alterações nas propriedades mecânicas, químicas e físicas do aço. O objetivo principal da adição dos elementos de liga é o melhoramento das propriedades do aço de acordo com a aplicação que este será submetido. O grau em que as propriedades do aço são alteradas pela composição da liga depende da quantidade de elementos de liga adicionados e o modo de sua interação com os principais elementos do aço, ou seja, Fe e C. Uma análise da influência dos elementos de liga nas propriedades do aço deve iniciar avaliando a relação entre certos elementos de liga, Fe e C [50].

Os elementos de liga podem [51]:

- Formar soluções sólidas;

- Alterar a temperatura de ocorrência de transformação de fase;
- Alterar a solubilidade do carbono na austenita e na ferrita;
- Alterar a velocidade de reação e de transformação (decomposição) da austenita;
- Alterar a velocidade de solubilização da cementita na austenita durante o aquecimento do aço;
- Diminuir o amolecimento causado pelo revenimento;
- Dissolver na ferrita;

Formar compostos (sobretudo com elementos não metálicos) que se encontram na microestrutura como inclusões.

2.2.2 Microconstituintes.

Os microconstituintes fundamentais dos aços são: a austenita, a ferrita, a cementita, a perlita, a martensita e a bainita [51].

A austenita, nos aços carbono comuns, somente é estável a temperaturas superiores a 727 °C; consiste de uma solução sólida de carbono no ferro gama e apresenta uma microestrutura com grãos poligonais irregulares; tem boa resistência mecânica e apreciável tenacidade [51].

A ferrita é o ferro no estado alotrópico alfa. Contém em solução traços de carbono e apresenta uma microestrutura com grãos poligonais irregulares. Possui baixa dureza e baixa resistência à tração, cerca de 270 MPa, mas excelente resistência ao impacto e elevado alongamento [51].

A cementita é o carboneto de ferro (Fe_3C) contendo 6,67% de carbono; extremamente dura, quebradiça, é responsável pela alta dureza e alta resistência mecânica dos aços com elevado teor de carbono. É também responsável pela baixa ductilidade [51].

A perlita é a mistura mecânica contendo 88,5% de ferrita e 11,5% de cementita, na forma de lâminas finas dispostas de forma alternada. As propriedades mecânicas da perlita são mediana entre as da ferrita e cementita, dependendo, contudo, da espessura das lamelas de cementita. Sua resistência à tração em torno

de 740 MPa. A transformação da austenita em perlita contendo ferrita e cementita é típica de muitas reações no interior dos sólidos, isso é, começa nos contornos de grãos e avança em direção ao seu centro, o que é esperado, visto que os átomos nos contornos dos grãos apresentam maiores energias que os átomos no interior dos grãos [38].

A martensita é constituída da decorrência do resfriamento rápido da fase austenítica. A transformação martensítica é adifusional, e por esse motivo a martensita tem justamente a mesma composição que a austenita, sendo até 2% de carbono. Como a difusão é muito reduzida, normalmente pelo resfriamento acelerado, os átomos de carbono não se dividem entre cementita e ferrita, mas sim são forçados a acoplar nas posições octaédricas de uma microestrutura cúbica de corpo centrado (CCC), produzindo então a fase martensita. A solubilidade de carbono em uma microestrutura CCC é excessivamente excedida quando a martensita se forma e assume então uma microestrutura tetragonal de corpo centrado (TCC). A martensita é uma fase metaestável que está presente apenas porque a difusão foi dificultada. A transformação martensítica é atérmica, uma vez que a conversão da microestrutura austenítica em martensítica acontece com o decréscimo contínuo da temperatura no decorrer do resfriamento suficientemente rápido e contínuo. A martensita nos aços apresenta duas morfologias, ripas e placas [51].

Assim como que a perlita, a bainita é constituída das fases ferrita e cementita, por isso é dependente da divisão controlada por difusão dos átomos de carbono entre ferrita e cementita. Entretanto, o arranjo de forma não lamelar entre a ferrita e cementita cuja característica depende da composição da liga e da temperatura de transformação, difere a microestrutura bainita da perlita. Similar à martensita, a ferrita da bainita pode se apresentar na forma de ripas ou placas contendo uma microestrutura de discordâncias e por tal motivo, em determinada extensão, o mecanismo de formação da bainita abrange tanto cisalhamento como difusão [52]. A Figura 2.12 mostra as características dos microconstituintes perlita, bainita e martensita.

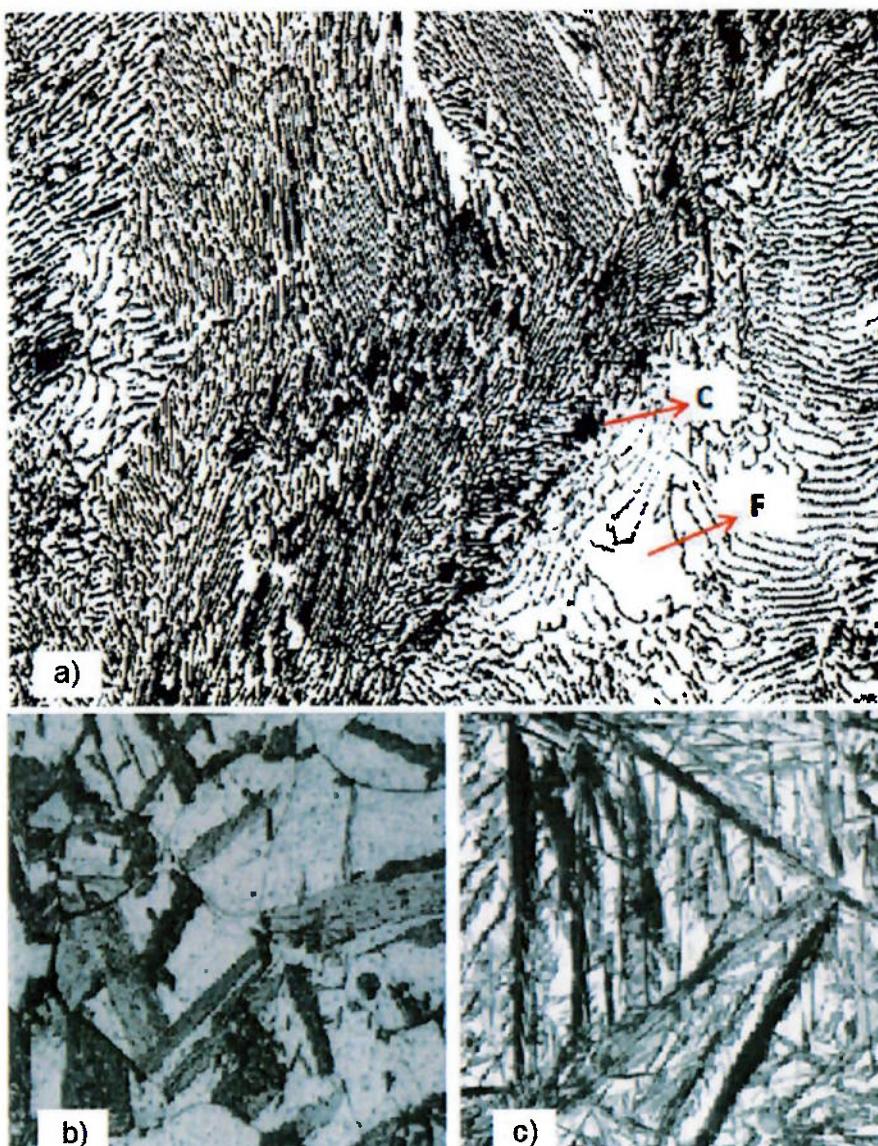


Figura 2.12 – a) Microconstituentes dos aços. b) Perlita (Cementita + Ferrita) em um aço com 0,75% C resfriado ao forno (500x). c) Bainita superior em um aço 4150 formada a 460°C (500x). c) Martensita em u aço com 1,8%C resfriado a -100°C (500x) [53].

2.2.3 Temperabilidade.

A temperabilidade é uma propriedade essencial, que influencia a seleção de aços para tratamento térmico de componentes estruturais de máquinas. Os aços liga estruturais caracterizam o material fundamental na indústria de máquinas, combina alta resistência, ductilidade e tenacidade quando submetidos a carregamento dinâmico. As condições de trabalho que o material será submetido, são os critérios para seleção, sendo definidos a partir da análise de carregamentos mecânicos e condições de serviço do componente estrutural. As exigências que podem ser especificadas são: propriedades mecânicas, especialmente resistência à tração,

tensão de escoamento e dureza. Outros critérios empregados podem ser a resistência ao impacto, ductilidade e endurecibilidade (temperabilidade) [54].

Os aços carbono, ainda que suas propriedades que atendam a maioria dos requisitos na construção mecânica, não podem ser utilizados em situações de grandes solicitações, devido à sua baixa temperabilidade. Sendo assim, deve-se buscar propriedades para uso que são próprias da microestrutura do material, e que poderá garantir a vida útil do componente por período de tempo que atenda às necessidades do projeto. A obtenção de certas propriedades tem ligação direta com a composição química e a microestrutura do aço, sendo que os ensaios de temperabilidade possuem importância fundamental para orientação de resistência mecânica e dureza na construção mecânica, por permitirem a ocorrência de diferentes fases cristalinas em um único corpo de prova [51].

Empregando esse raciocínio na industrialização de componentes mecânicos, quando submetidos à têmpera, observa-se que a microestrutura formada (martensítica) na superfície destes, é característica da taxa de resfriamento aplicada. Percebe-se que a profundidade que a microestrutura adquire é função de variáveis exclusiva da designação dos aços e seu processo de fabricação, isto é, existem aços que apresentam a endurecibilidade para pequenas profundidades (baixa temperabilidade), médias profundidades (média temperabilidade) e grandes profundidades (alta temperabilidade) [51].

A temperabilidade é definida como a "capacidade ao endurecimento por resfriamento rápido" [55], ou como "a propriedade que determina a profundidade e distribuição de dureza produzida por têmpera em ligas ferrosas" [56]. Ambas as definições salientam a dureza. A origem do endurecimento é a formação e a presença do microconstituente martensita e, portanto, outra definição para temperabilidade é: "a capacidade de um aço em se transformar parcialmente ou totalmente, partindo da austenita para martensita, alguma percentagem a uma dada profundidade, quando resfriada sob certas condições" [57].

Os fatores fundamentais que influenciam a temperabilidade do aço são:

- Composição química;
- Tamanho de grão austenítico.

2.2.3.1 Fatores que influenciam a temperabilidade.

2.2.3.1.1 Composição química.

Carbono: é o principal elemento químico na temperabilidade. Causa o aumento a temperabilidade do aço retardando a formação da ferrita e perlita. Níveis elevados de carbono diminuem a temperatura de formação de martensita e a transformação de austenita para martensita pode ser incompleta, levando a austenita retida. Nessa microestrutura, composta de martensita e austenita, há uma queda na dureza, embora a dureza da fase martensítica seja elevada [51].

Elementos de liga: a principal função dos elementos de liga em aços para tratamento térmico é aumentar a temperabilidade, o que torna possível o endurecimento de seções maiores e também possibilita a realização da têmpera em óleo para reduzir distorção e trincas de têmpera. Também deslocam a curva CCT para a direita, atrasando, desse modo, a transformação de austenita para ferrita, perlita e/ou bainita, o que permite a formação de mais martensita para uma determinada taxa de resfriamento [51].

As influências desses elementos são:

- Mn, Si, Cr, Ni, Mo e V: esses elementos retardam a transformação de fase da austenita para ferrita e perlita, sendo que os mais usados são Mn, Cr e Mo. O atraso é devido à necessidade dos elementos de liga se redistribuírem durante a transformação de fase difusional da austenita para ferrita e cementita. Existem interações complexas entre os diferentes elementos, os quais também afetam as temperaturas de transformação de fases e a microestrutura resultante [51].

- Mo: é mais efetivo que o Cr devido sua completa dissolução na austenita, mas acima de 0,50% tem seu efeito reduzido ao precipitar o C, formando o carboneto de Mo [51].

- Si, Ni e Cu: tem fraca influência no aumento da temperabilidade [51].

- Mn e Ni: Estabilizam a austenita e retardam o início de formação da perlita. Deslocam o nariz da curva CCT para a direita, mas não modificam a curva. O Mn é mais efetivo [51].

- Cr, Mo e V: São intensos formadores de ferrita. Causam distorções na rede cristalina do ferro. A interação dos campos de tensões mantém os átomos de C afastados uns dos outros em solução sólida, impedindo sua precipitação. Ao se resfriar o aço, as condições se tornam desfavoráveis para migração do C para formação de carbonetos. Isto quer dizer que o tempo necessário para formação da perlita é aumentado [58].

- V: Aumenta a temperabilidade. É tão eficiente quanto o Mn ou Mo quando em solução na austenita. O V tem um comportamento duplo: até 0,05% aumenta a temperabilidade e acima desse valor reduz a temperabilidade pela sua característica de refinar o grão austenítico [59].

- P e S: O P aumenta a temperabilidade e o S diminui.

- Co: Diminui a temperabilidade. A presença de cobalto no aço aumenta tanto a velocidade de nucleação quanto a velocidade de crescimento da perlita.

- B: É um elemento muito potente, sendo que 20 a 30 ppm de Boro apresenta um efeito equivalente a 0,50% de Mo e é mais efetivo em aços com baixo teor de C. Tem grande afinidade por nitrogênio e no estado combinado forma BN e não atua na temperabilidade. Torna-se necessário adicionar Ti para fixar o N formando TiN, e assim deixando o B livre para atuar na temperabilidade. A prática usual é manter a relação Ti/N maior ou igual a 3,42 para precipitar qualquer N disponível [60]. Esse elemento somente afeta a temperabilidade do aço se estiver em solução sólida. É um átomo grande para formação de solução sólida intersticial e muito pequeno para formação de solução sólida substitucional. Os átomos de boro são atraídos para as irregularidades do reticulado que existem nos contornos de grão e baixam a energia nessas regiões, reduzindo a taxa de nucleação e retardando a decomposição da austenita. A concentração ótima do elemento B situa-se entre 10 e 30 ppm [51].

2.2.3.1.2 Tamanho do grão austenítico.

A temperabilidade é aumentada quando o tamanho de grão austenítico é aumentado. Quando não há perigo de ocorrência de trincas na têmpera e onde considerações de engenharia permitem, pode ser mais funcional usar aços com grão grosso para obter maior temperabilidade do que aços ligados que custam mais caro.

Este método de aumento da temperabilidade dificilmente é usado, pois reduz a tenacidade e ductilidade do aço [61].

A transformação de austenita para ferrita mais cementita é uma reação que se sucede por nucleação e crescimento. A nucleação da ferrita e da cementita acontece em sítios de nucleação heterogêneos tais como os contornos de grão. A velocidade de nucleação será tanto maior quanto mais fino for o grão austenítico, proporcionando um total maior de superfície disponível para nucleação de ferrita. A velocidade de crescimento da perlita é显著mente modificada pelo tamanho de grão austenítico [61].

2.2.3.2 Diagrama de equilíbrio de resfriamento contínuo (CCT).

O diagrama de equilíbrio de resfriamento contínuo (*Continuous Cooling Transformation – CCT*) é derivado do diagrama de fases, porém o diagrama de resfriamento contínuo mostra a formação de microestruturas como a perlita, bainita e martensita [51]. Na Figura 2.7 é mostrado um diagrama de fase do sistema Fe-Fe₃C.

A aplicação de uma velocidade de resfriamento constante é muito comum na prática experimental para determinar as curvas de transformação de fase. Entretanto, este regime ocasionalmente acontece numa situação prática. Na Figura 2.13 é mostrado um diagrama CCT para o aço AISI 4130. Ferrita, perlita, e regiões bainíticas são indicadas, assim como a temperatura Ms. Observa-se que a temperatura Ms não é constante quando a formação de martensita é precedida pela formação de bainita, mas usualmente diminui o resfriamento de menor velocidade [62].

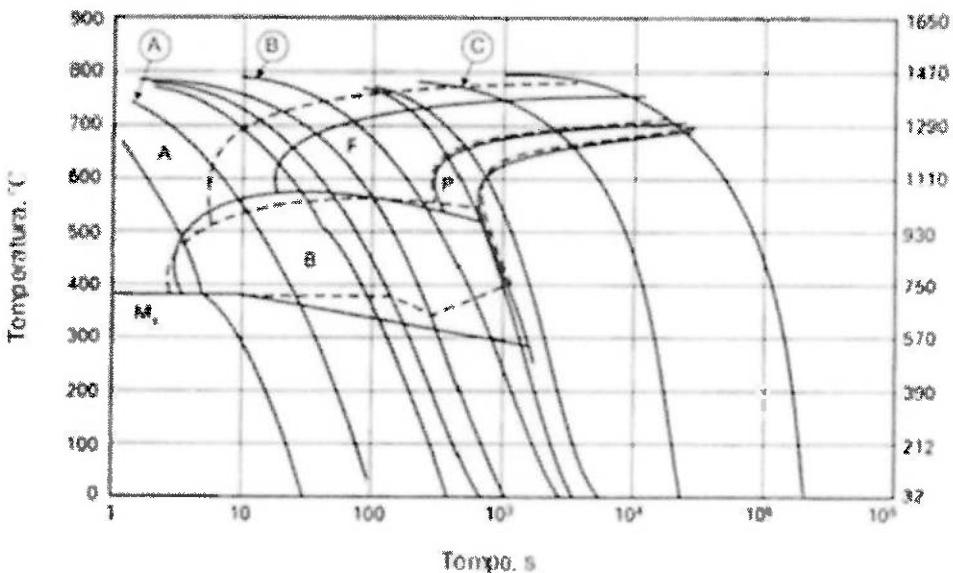


Figura 2.13 - Diagrama CCT para o aço AISI 4130 com 0,30% C, 0,64% Mn, 1,00% Cr e 0,24% Mo. A curva CCT foi estimada (linhas pontilhadas) e determinada experimentalmente (linhas sólidas) [63].

2.2.4 Aços AISI/SAE 41XX.

Os aços AISI/SAE 41XX fazem parte da família dos aços baixa liga médio carbono temperados e revenidos. Em função do nível de resistência mecânica para o qual eles são tratados, podem se enquadrar como aços baixa liga tratáveis termicamente (*Heat Treatable Low Alloy Steels ou HTLA*) ou como aços ultraresistentes (*Ultrahigh Strength Low Alloy Steels ou UHSLA*), sendo que os últimos apresentam tensão limite de escoamento de até 1380 MPa [51].

Os aços AISI/SAE 41XX são utilizados em aplicações de engenharia nas condições: temperados e revenidos ou normalizado, temperado e revenido, sendo na última condição, quando é necessário deve se assegurar os níveis de tenacidade. Os aços baixa liga pertencente a essa família, estão entre os aços mais usados na indústria do petróleo em aplicações de alta resistência, como em corpos pressurizados, “bonnets”, flanges, “hangers”, pistões de operação, além de engrenagens de câmbio de automotivos, entre outras. Esses aços são bastante utilizados pois são facilmente tratados termicamente, tem o custo relativamente baixo e disponibilidade no mercado [64].

Os aços baixos ligas AISI/SAE 41XX são modificados ao cromo e ao molibdênio, o que aumenta bastante sua temperabilidade. Esses aços devem ser

temperados em óleo e devido sua alta temperabilidade possuem alto nível de dificuldade para empregar em operações de conformação e soldagem [64].

Os fabricantes habituais desse material, usam especificações que restringem impurezas, e que predizem a adição de elementos de liga que modificam os graus comuns dos aços AISI/SAE, principalmente elementos que elevam a temperabilidade e retêm dureza no revenimento, como molibdênio e vanádio, além de melhorar sensivelmente a tenacidade, como o níquel. A Tabela 2.7 apresenta a composição química básica, conforme AISI/SAE, de três aços da família 41XX [62].

Tabela 2.7 - Composição química de alguns aços AISI/SAE 41XX (% em massa) [62].

Aços	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo
4118	0.18-0.23	0.70-0.90	0.035	0.040	0.15-0.35	---	0.40-0.60	0.08-0.15
4130	0.28-0.33	0.40-0.60	0.035	0.040	0.15-0.35	---	0.15-0.35	0.15-0.25
4140	0.38-0.43	0.75-1.00	0.035	0.040	0.15-0.35	---	0.80-1.10	0.15-0.25

No aspecto geral, os aços baixa liga médio carbono possuem como mais importante motivação de suas aplicações a excelente temperabilidade, combinada com alta resistência [65].

Os estudos direcionados a essa família de aços têm pretendido aumentar a ductilidade e tenacidade, e minimizar a variação das propriedades e consequentemente proporcionar mais confiabilidade em serviço, através do aperfeiçoamento e inovações de técnicas de refino e processamento através de um maior controle do processamento e monitoramento por inspeção [65].

A Norma API 6A classifica os materiais conforme os limites de escoamento do material em ksi, utilizando apenas a letra K para referenciar a unidade. 60K representa 60 ksi (415 MPa) [66].

2.3 PROCESSO DE SOLDAGEM TIG.

No processo de soldagem TIG (*Tungsten Inert Gas*) o calor que é utilizado para fundir os metais é proveniente de um arco elétrico estabelecido entre o eletrodo de tungstênio não consumível e a peça, sob proteção gasosa por um gás inerte contra atmosfera circundante. As Figuras 2.14 mostra o esquema do equipamento de soldagem pelo processo TIG [67].

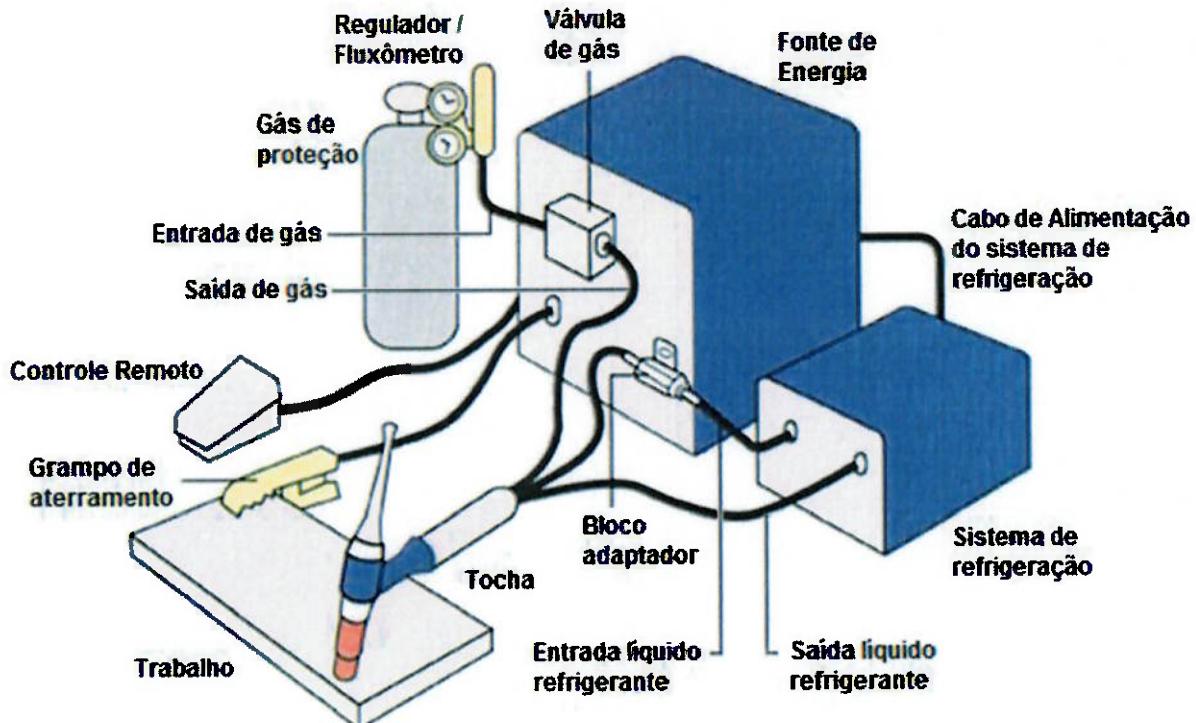


Figura 2.14 - Esquema processo soldagem TIG [67].

É muito utilizado nas soldagens de união e em revestimentos por soldagem. O processo pode ser executado com ou sem metal de adição e pode ser manual ou automático [68, 69, 70]. A Figura 2.15 mostra os esquemas da tocha de soldagem pelo processo TIG.

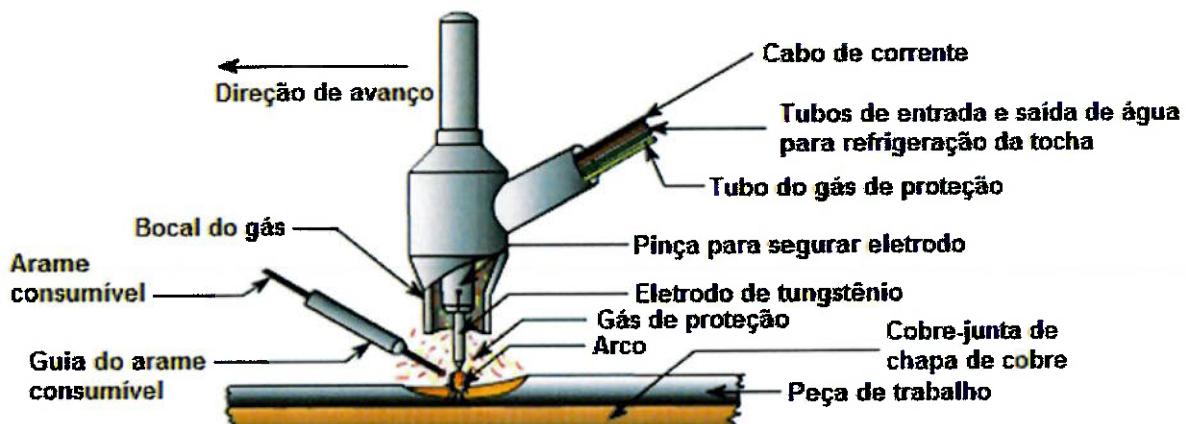


Figura 2.15 - Esquema Soldagem TIG [71].

2.3.1 Aplicações do processo TIG.

O processo de soldagem TIG pode ser utilizado em ligas de alumínio, de magnésio, de titânio e de aços inoxidáveis entre outros. Este processo soldagem possui as qualidades essenciais para obtenção de soldas de alta qualidade, frequentemente isentas de defeitos e com excelente acabamento superficial, sendo ideal para soldas de alta responsabilidade nas indústrias do petróleo, química, petroquímica, alimentação, geração de energia, nuclear e aeroespacial entre outras [68, 72].

Por ter uma taxa de deposição baixa, ocasiona alto custo para soldagem de materiais com espessuras superiores a 6 mm. Nessas situações, o processo TIG é utilizado apenas para realizar o passe de raiz, empregando outros processos com maior produtividade para conclusão da soldagem [73].

2.3.2 Tipos de corrente de soldagem no processo TIG.

Pode utilizar-se tanto com corrente contínua como com corrente alterna. A escolha do tipo da corrente e da polaridade ficará em função do material a ser soldado [68, 74, 72].

2.3.2.1 Corrente contínua.

Na utilização de corrente contínua com polaridade direta (eletrodo negativo), existe um fluxo de elétrons na direção do metal de base e um fluxo de íons positivos na direção do eletrodo. Como os elétrons incidem no metal de base, este fica mais aquecido que o eletrodo, gerando alta penetração no metal de base e um perfil estreito do cordão de solda. Já no caso da corrente contínua de polaridade reversa (eletrodo positivo), o fluxo de elétrons vai na direção do eletrodo e o fluxo de íons positivos na direção do metal de base. Nessa condição, como os elétrons incidem no eletrodo, será necessário um eletrodo de maior diâmetro devido seu alto aquecimento. Acredita-se que o fluxo de íons positivos tenha efeito de limpeza, devido ao impacto deles com a camada de óxido. Como os íons de argônio são mais pesados que os de hélio, explica-se dessa maneira o efeito de limpeza ser superior quando utilizado o argônio, a penetração no metal de base é pequena e com maior largura no perfil do cordão de solda [72, 73].

2.3.2.2 Corrente alternada.

A corrente alternada é caracterizada por uma alternância na intensidade e na tensão, ocorrendo frequentemente durante o processo a mudança do eletrodo positivo para negativo e na sequência do negativo para o positivo. Nessa troca de polaridade a corrente e tensão passam por zero, extinguindo momentaneamente o arco [72, 73].

2.3.2.3 Corrente contínua pulsada.

Com o propósito de obter pleno controle sobre o aporte de calor no metal de base e uma superior qualidade na soldagem é empregada a corrente pulsada. Trata-se de uma variante do processo TIG na qual a corrente de soldagem varia ciclicamente entre um nível mínimo (corrente de base) e máximo (corrente de pico). O resultado é uma corrente com um arco pulsado, que ao ser aplicado na soldagem produz uma série de pontos que se sobrepõe até formar um cordão contínuo. O aquecimento e fusão acontecem durante a utilização da corrente de pico, sendo que o resfriamento e a solidificação ocorrem durante a corrente de base. Os tempos de pico e de base são igualmente relevantes, pois, o primeiro controla a dimensão da poça de fusão e a profundidade de penetração e o segundo controla a taxa de solidificação do cordão de solda. Os sistemas de regulagem do equipamento proporcionam ajustar os valores das correntes de base e de pico distintamente, bem como a amplitude e a frequência dos impulsos [72, 73].

O processo de soldagem TIG com corrente pulsada pode ser usada na forma manual ou automaticamente, e em qualquer caso pode ser empregada com ou sem material de adição. Por suas particularidades, o processo se enquadra a todos aqueles casos em que seja essencial limitar a contribuição de calor, por razão de espessura, como na soldagem de chapas muito finas ou por razões metalúrgicas. A corrente pulsada é menos efetiva às mudanças de posição, possibilitando realizar um cordão contínuo e uniforme sem a necessidade de variar os parâmetros de soldagem.

A pulsação da corrente de soldagem tem diversos efeitos na solidificação na poça de fusão, a qual afeta em especial a distribuição de temperatura na poça de fusão. As alterações periódicas do aporte de calor na poça de fusão proporcionam

flutuações térmicas, sendo dependente das frequências de pulsação que também causam adicionalmente um movimento do metal líquido, o qual aumenta as forças de convecção já existentes na poça de fusão. Outra resultante de padrões de fluxo induzido na poça de fusão é que os gradientes térmicos no campo de interação sólido/líquido sejam diminuídos. Devido às flutuações de temperatura inerentes na soldagem pulsada, havendo alterações na forma e na dimensão da poça de fusão. Todos estes processos podem intervir no processo de solidificação no metal de solda e por sua vez a resistência da solda. As variações cíclicas de temperatura que acontecem na frente da solidificação em virtude da corrente pulsada que podem causar refusão e rompimento do crescimento dendrítico, sendo este quando é auxiliado pela ação mecânica da turbulência na poça de fusão em trazer os fragmentos dendríticos à frente da interface sólido/líquido. Estes fragmentos constituem-se em sítios para a nucleação heterogênea, os quais, ocasionalmente, são um impedimento para o processo de crescimento colunar [75].

Conforme discutido, a mudança na polaridade ou no tipo da corrente elétrica altera totalmente as características do arco, exigindo uma nova qualificação do processo. Com qualquer mudança nos parâmetros de soldagem, pode-se mudar de corrente contínua para corrente continua pulsada, ou variando-se o tempo de corrente de pico e/ou de base, altera também a quantidade de calor introduzido na peça [75].

No caso de corrente contínua o calor fornecido é dado por [76]:

$$H = \frac{60 \cdot V \cdot I}{v}$$

Onde:

H = energia de soldagem (J/cm)

V = tensão de soldagem (V)

I = corrente de soldagem (A)

v = velocidade de soldagem (cm/min)

Para corrente contínua pulsada, a equação é [76]:

$$H = \frac{60 \cdot V \cdot (I_p \cdot t_p + I_b \cdot t_b)}{v (t_p + t_b)}$$

Onde:

I_p = corrente de pico

t_p = tempo na corrente de pico (s)

I_b = corrente de base (A)

t_b = tempo na corrente de base (s)

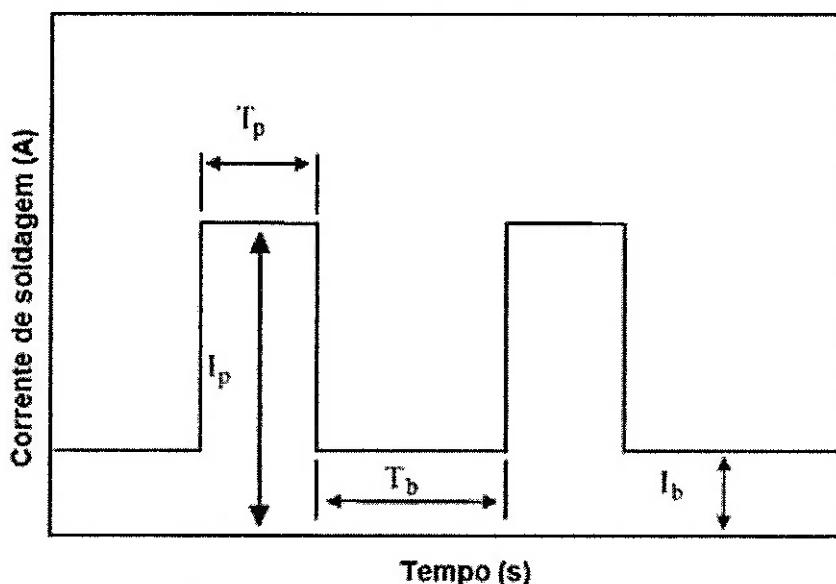


Figura 2.16 - Variáveis da corrente pulsada [76].

Na Figura 2.17 são mostrados os três tipos de polaridade utilizado no processo de soldagem TIG:

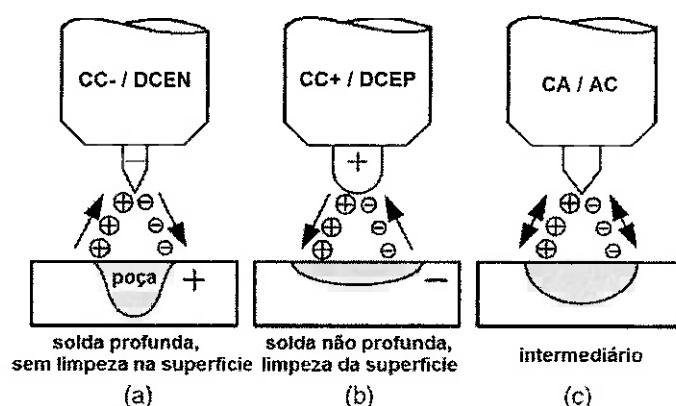


Figura 2.17 - Os três tipos de polaridade do processo TIG [69].

2.3.3 Processo de alimentação do metal de adição.

2.3.3.1 Arame quente - “Hot Wire”.

A adição de metal por meio do método “Hot Wire” consiste em pré-aquecer o metal de adição na temperatura próxima de fusão imediatamente antes de contato com a poça de fusão. Quando se utiliza o método “Hot Wire” na soldagem TIG para a posição plana, o arame é introduzido automaticamente, por um alimentador sob proteção de um gás inerte para proteção contra agentes atmosférico [77, 78, 79]. O arame é pré-aquecido, em consequência, a resistência elétrica, oferecida pela passagem da corrente elétrica. A corrente utilizada para pré-aquecer o arame e para evitar a extinção do arco é alternada e é proveniente de uma fonte de tensão constante [77, 79].

Arames pré-aquecidos tem sido empregado na soldagem de aços carbono, baixa liga, aços inoxidáveis e ligas de cobre e níquel. Entretanto, não são recomendados para soldagem de alumínio e cobre, em decorrência da baixa resistividade elétrica dos arames empregados nesses materiais, que precisam de alta corrente para aquecimento, provocando excessiva deflexão do arco e inadequada fusão do arame [77, 79].

2.3.3.2 Arame frio - “Cold Wire”.

O método “Cold Wire” usado na soldagem TIG é equivalente ao método de alimentação “Hot Wire” e consiste em depositar uma vareta de metal de adição de forma contínua, sem a realização do pré-aquecimento do mesmo. A taxa de deposição no método “Cold Wire” é menor do que a obtida no método “Hot Wire”. A taxa de deposição pode atingir de 4 a 8 kg/h no método “Hot Wire” enquanto no método “Cold Wire” a taxa de deposição pode chegar a até 2,0 kg/h [77, 78].

Ambos os métodos possuem uma deposição superior ao processo TIG manual, que apresenta taxa de deposição em torno de 1,5 kg/h [77, 78].

2.3.4 Vantagens e desvantagens do processo TIG.

A vantagem mais importante do processo TIG é a superior qualidade das soldas em quase todos os metais e ligas soldáveis, com restrição dos metais de baixo ponto de fusão como o chumbo. Outra vantagem é que o metal de adição é

introduzido separadamente da corrente do arco à poça de fusão, isso por se tratar de um processo com eletrodo não consumível. As soldas feitas por este processo livres de respingos, isentas de resíduos ou escória, e frequentemente não necessitam de nenhum tratamento pôssoldagem, mesmo quando feitas com metal de adição. Entre as desvantagens do processo TIG, a principal é a alimentação manual do arame, isso devido sua baixa taxa de deposição. Outras desvantagens são: maior custo quando comparado com os outros processos de soldagem a arco elétrico e requer maior habilidade do soldador nas soldagens manuais [68, 69, 70].

2.4 REVESTIMENTO POR SOLDAGEM.

O Revestimento por soldagem é definido pela AWS como a deposição de uma camada de metal de adição sobre a superfície de outro metal com o objetivo de obter propriedades ou dimensões desejadas [80].

Essencialmente, este processo é empregado quando se deseja uma das seguintes aplicações [81]:

- Aumento da vida útil de peças que não possuem todas as propriedades necessárias para uma dada aplicação;
- Recuperação de elementos afetados pelo desgaste ou corrosão;
- Criação de superfícies com características especiais.

Componentes industriais estão sujeitos aos mais diversos tipos de desgaste em função dos diversos meios agressivos a que são submetidos, esse fato demanda em manutenções frequentes fazendo que os custos de suas substituições sejam elevados. Portanto, o prolongamento da vida útil de tais componentes pode resultar em economias significativas [82].

Os variados metais de adição disponíveis, são depositados com o principal objetivo de melhorar as propriedades de resistência à corrosão, resistência ao desgaste, resistência a altas temperaturas, aumento da dureza, controle dimensional ou para obtenção de algumas propriedades metalúrgicas específicas [83].

As características desses metais de adição contribuem para que a soldagem de revestimento apresente as seguintes vantagens [81]:

- Melhoria das propriedades superficiais no local específico;

- Simplicidade no uso de materiais de dureza elevada e ligas resistentes ao desgaste;
- Rápida aplicação nos processos de revestimento;
- Utilização econômica de elementos de liga de custos elevados;
- Proteção das peças;
- Obtenção de economias em função o prolongamento da vida útil de peças e componentes, redução de manutenção, substituição e recuperação de peças desgastadas, utilização de materiais base de baixo custo, redução do consumo de energia em serviço, aumento da eficiência dos componentes.

2.4.1 Princípios de operação.

Os revestimentos são normalmente depositados por processos de soldagem a arco elétrico ou gás combustível [80]. Pode ser aplicado com técnicas manuais, semiautomáticas ou automáticas, independente do processo de soldagem empregado. Os metais de adição podem ser eletrodos nus, eletrodos revestidos, bobinas de arames, pastas e pós são disponíveis em uma grande variedade. A adesão com o metal de base ocorre pela fusão ou união metalúrgica. Devem ser tomados alguns cuidados essenciais nos processos de revestimentos por soldagem em relação à geometria da peça, custos com procedimento de soldagem, propagação de trincas e desenvolvimento de distorções a partir das tensões térmicas de soldagem e a qualidade desejada do revestimento. A qualidade do material depositado varia extensamente, dependendo da aplicação, do material empregado e da habilidade do soldador [84].

Desse modo, o processo de revestimento é realizado de forma que os cordões sejam depositados lateralmente e com um determinado nível de sobreposição até a região de interesse seja completamente recoberta. O nível de sobreposição dos cordões depende da aplicação do revestimento e do processo de soldagem utilizado [84].

2.4.2 Características de operação.

Entre as diferenças das operações de revestimento em relação às aplicações convencionais de soldagem a principal diz respeito à geometria do

cordão de solda. Ao contrário das aplicações convencionais, em que é desejável alta penetração (P) para garantir a resistência da junta soldada, ver Figura 2.18.a, no revestimento por soldagem o perfil geométrico desejado é o com grandes larguras do cordão (W), altos reforços (R), baixas penetrações (P) e baixos percentuais de diluição (D), ver Figura 2.18.b. Conseguir esse perfil geométrico característico é fundamental para que o processo obtenha o maior recobrimento de área possível com o menor número de passes, ocasionando em economias significativas de materiais e tempo. Dessa forma, um dos maiores desafios das operações de revestimentos por soldagem consiste no ajuste correto dos parâmetros do processo para que o material depositado obtenha a geometria pretendida [84].

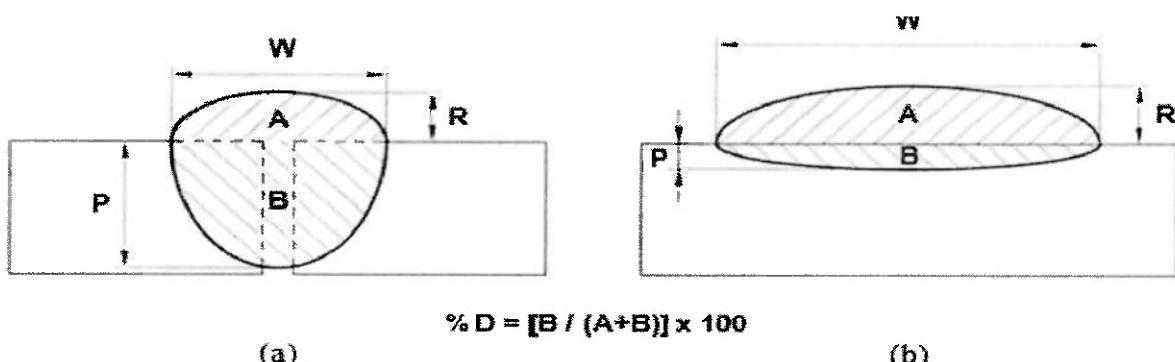


Figura 2.18. - Perfil geométrico desejado do cordão de solda: a) união da junta soldada (aplicações convencionais); b) soldagem de revestimento [84].

A geometria definida pela Figura 2.18.b tem sido destacada como de fundamental importância nas operações de revestimento por soldagem [85, 86]. O perfil geométrico desejado é mostrado na Figura 2.19, podendo ser obtido após a deposição de três cordões com uma sobreposição de 40% utilizado para revestir aços carbono com aços inoxidáveis duplex [85].

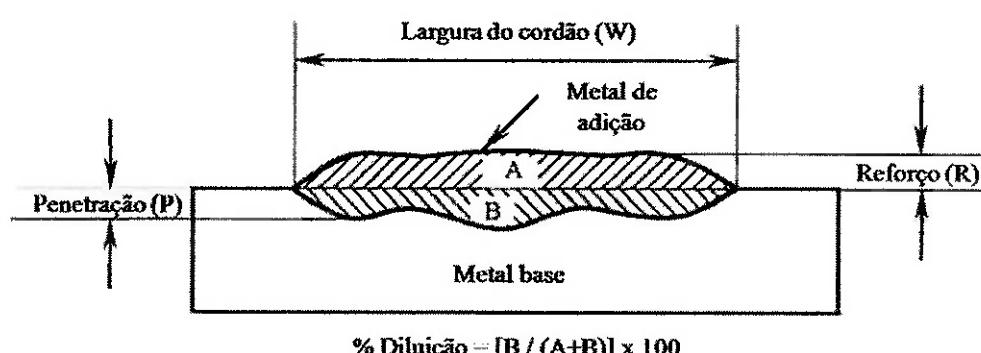


Figura 2.19 - Geometria desejada para a deposição de três cordões de revestimento com uma sobreposição de 40% (Adaptado de KANNAN, T. e MURUGAN, N. por ELIAS, M. de S.) [81, 85].

O revestimento por soldagem, empregando um metal de adição com propriedades químicas distintas em relação ao metal de base pode ocorrer a formação de uma região chamada de Zona Parcialmente Misturada (ZPM), que tem sido de grande interesse de estudo [86].

2.5 ZONA PARCIALMENTE MISTURADA (ZPM)

A Zona Parcialmente Misturada é uma região de tamanho micrométrico que se forma ao longo da interface da linha de fusão e apresenta composição típica, porém intermediária entre o metal de base e o metal de adição. Elevadas porcentagens de diluição podem proporcionar defeitos no metal depositado, uma vez que microestruturas susceptíveis ao endurecimento podem se formar ao longo da interface de fusão, fragilizando a região [16, 87, 88, 89].

O grande desafio é determinar a localização, quantidade e dimensionar essas regiões, isso devido não serem evidentes e nem contínuas e a presença destas regiões causa mudança de comportamento durante o ataque para exibir a microestrutura. Na Figura 2.20, pode ser observada a presença da ZPM entre o metal de adição e o metal de base [16].

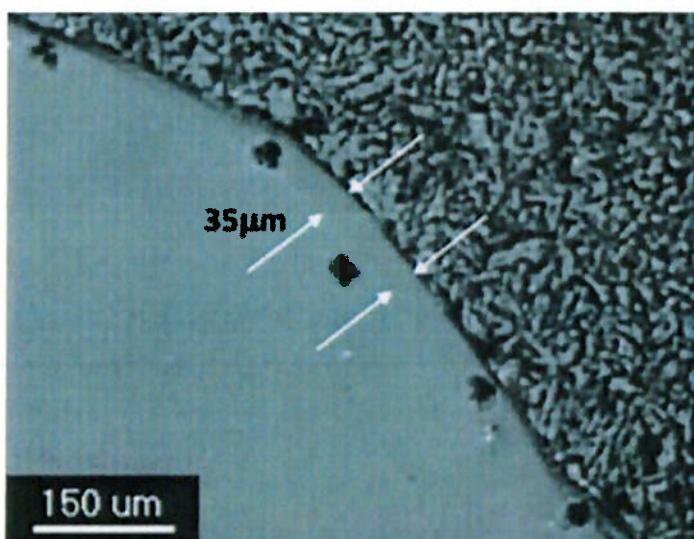


Figura 2.20 - Detalhe da ZPM com espessura de 35 μm [90].

As fragilizações que podem ocorrer na ZPM tornam a junta suscetível ao ataque de corrosão por “pitting”, fragilização por hidrogênio, trincas por corrosão sob tensão em meia onda há presença de H_2S , queda de resistência mecânica principalmente nas propriedades de impacto e falhas por fadiga [88, 91, 92].

Em alguns estudos foram feitas análises, não sendo claramente definida, a presença dessa região na solda próxima a linha de fusão, entretanto, verifica-se a existência de uma região de transição química e de microestrutura a partir da linha de fusão em direção ao metal de solda que se considera ser a ZPM [88, 90, 92, 93].

Os fatores relacionados abaixo evidenciam a região de transição:

- Variação cristalográfica do metal de base (CCC) e do metal de adição (CFC);
- Movimentação de difusão de elementos de liga e impurezas originados na solda;
- Diluição alterada no metal de base, afetando o gradiente de composição da linha de fusão;

A Figura 2.21, apresenta um esquema de poça de fusão proposto:

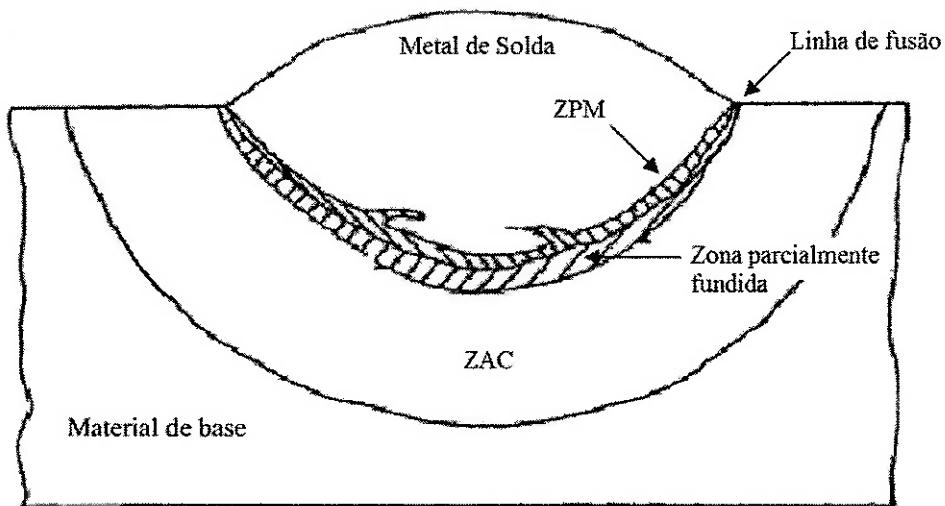


Figura 2.21 - Esquema de poça de fusão proposto [87, 94].

A ZPM é composta de diversas formas e dimensões e aparecem de forma irregular além de possuir as seguintes classificações a seguir [87, 95, 96]:

Microestruturas de “Praias” - faixas estreitas ao longo da linha de fusão ou em regiões dispersas na linha de fusão (Figura 2.22).

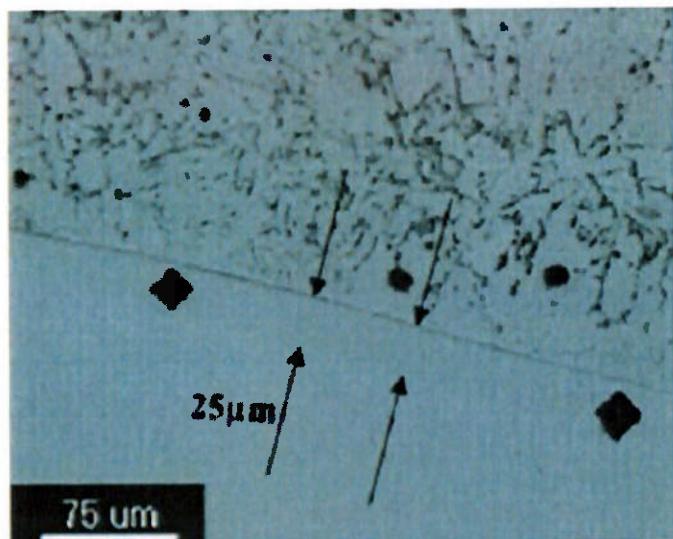


Figura 2.22 - ZPM tipo praia apresentando dureza elevada [87, 89, 95].

Microestruturas de “Baías” – áreas de metal de base semelhantes a penínsulas parcialmente circundadas por metal de solda, ao qual geralmente apresentam alta dureza (Figura 2.23).

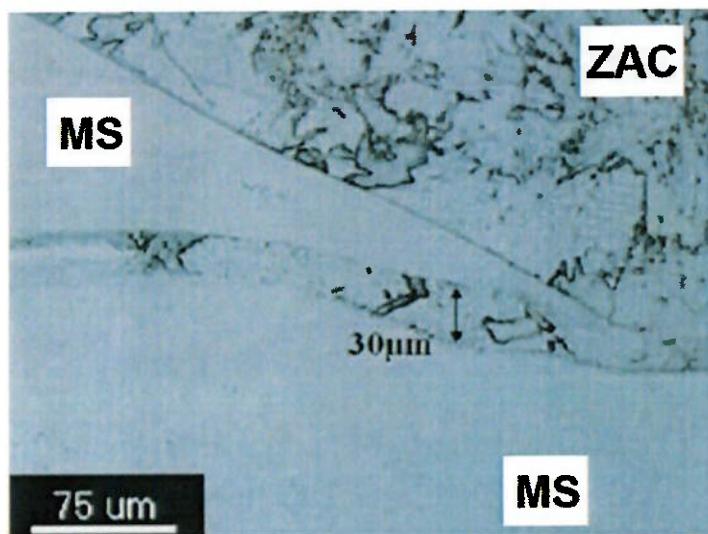


Figura 2.23 - ZPM tipo baías ou penínsulas [89, 95].

Microestruturas de “Ilhas” – áreas de metal de base desprendidas da interface e completamente circundadas por metal de solda (Figura 2.24).

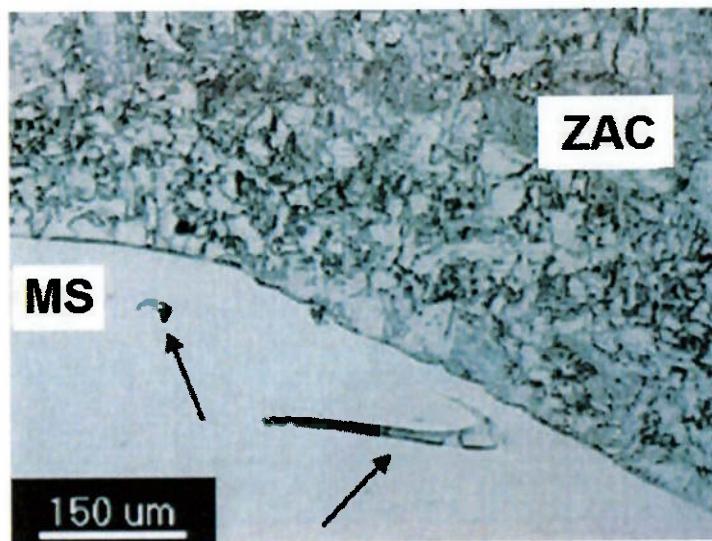


Figura 2.24 - ZPM tipo ilha, metal de base em meio ao metal de adição [89].

2.6 ZONA AFETADA PELO CALOR (ZAC).

No decorrer da soldagem o metal de base está sujeito a ciclos térmicos. A Figura 2.25 apresenta uma representação dos ciclos térmicos por meio de perfis de temperatura na zona afetada pelo calor; cada perfil tem um pico de temperatura distinto (maior temperatura do perfil), que diminui na proporção em que aumenta a distância ao cordão de solda [97]. A variação dos picos de temperatura pode ser observada no corte $y-y'$ na Figura 2.25.

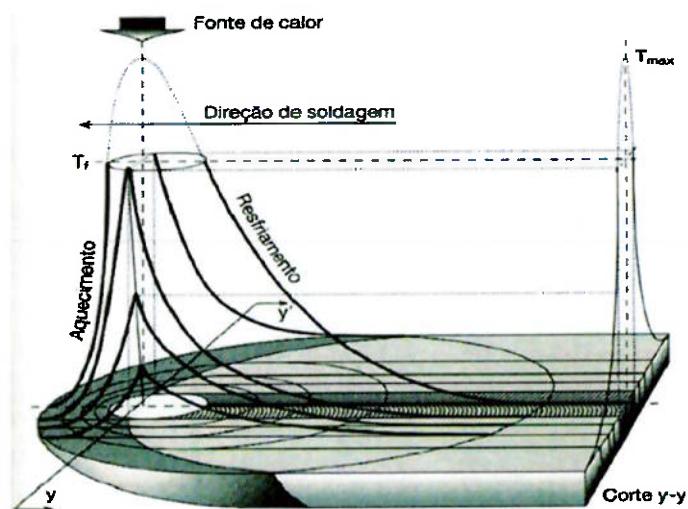


Figura 2.25 - Perfis de temperatura de uma junta soldada. As linhas grossas paralelas ao eixo da solda representam os ciclos térmicos (Temperatura-tempo) para um ponto a determinada distância perpendicular ao eixo central da solda. O corte $y-y'$ registra as temperaturas máximas atingidas por pontos em uma determinada distância ao eixo central da solda [97].

A zona afetada pelo calor é dividida em quatro regiões representativas como mostrada na Figura 2.26 [98].

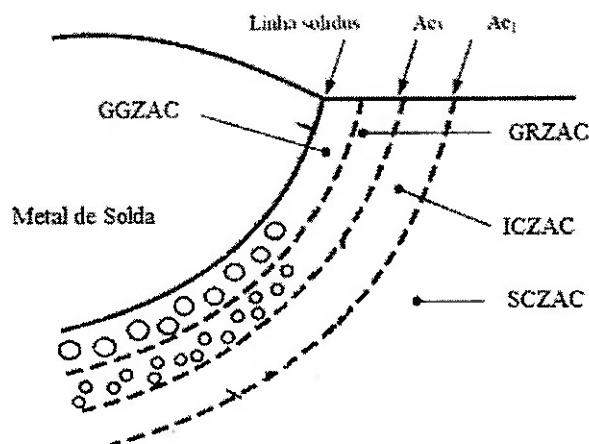


Figura 2.26 - Aspecto das regiões formadas na ZAC, em uma solda de um passe (Adaptação de Hulka, K. por RAMÍREZ, M. F. G.) [98, 99].

Nesta figura pode ser notado que a região de metal de base que está mais próxima à temperatura de fusão o grão aumenta rapidamente sendo chamada de região de Grão Grosso da ZAC (GGZAC) (1), onde uma inteira transformação da austenita acontece ao longo do pico de temperatura bem acima da temperatura de Ac_3 . O pico de temperatura reduz com o aumento da distância da zona de fusão entrando numa região de temperatura onde o aço é normalizado, essa região é conhecida como região de Grão Refinado da ZAC (GRZAC) (2) com inteira transformação para austenita com suave pico de temperatura acima de temperatura Ac_3 conforme Figura 2.27 [98, 99].

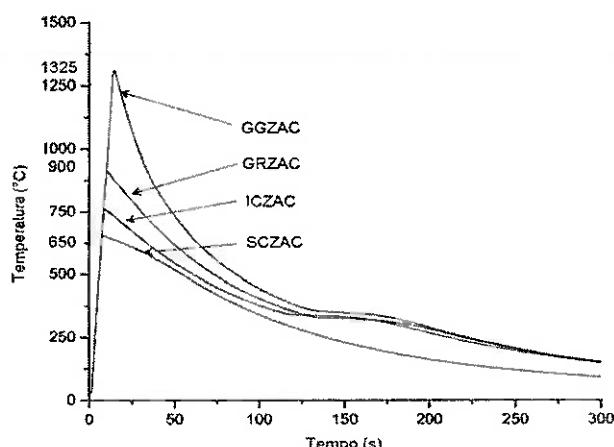


Figura 2.27 - Ciclos térmico representativos das regiões da zona afetada pelo calor: Subcrítica ZAC (SCZAC), Inter Crítica ZAC (ICZAC), Grão Refinado da ZAC (GRZAC) e Grão Grosso ZAC (GGZAC) [100].

Aumentando mais a distância da zona de fusão o pico de temperatura também diminui mais e o aço é aquecido numa região de duas fases ferrita-austenita chamada de região de crescimento de grão Inter Crítica (ICZAC) (3) onde acontece a transformação parcial para austenita entre Ac₃ e Ac₁. Mais distante do cordão da solda está a região Subcrítica da ZAC (SCZAC) (4), onde acontece certa transformação não detectável para austenita desde que os picos de temperatura estejam por abaixo da Ac₁ [98, 99].

Os perfis térmicos na direção transversal da solda podem ser presumidos a um diagrama de fases para analisar o efeito na microestrutura da temperatura máxima a que o material é submetido em cada região da ZAC (Figura 2.28) [97]. O digrama de fases da Figura 2.28, apresenta os tipos de temperatura e as regiões da GGZAC, GRZAC, e SCZAC produzidas durante a soldagem.

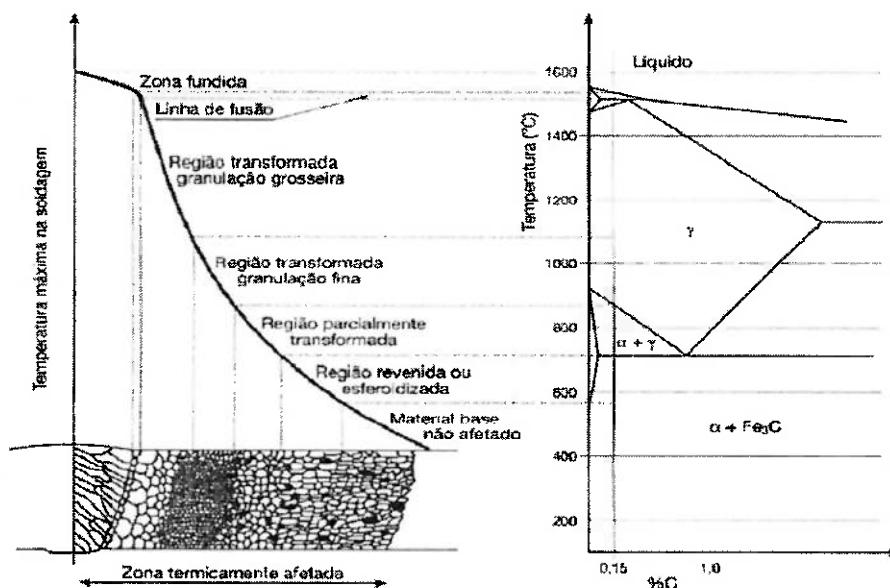


Figura 2.28 - Representação esquemática do perfil de distribuição de temperatura máxima atingida na soldagem em função da distância ao eixo da solda, superposto ao diagrama de equilíbrio de fases Fe-C com adição das temperaturas máximas de soldagem sobre as fases de equilíbrio e possíveis efeitos sobre a microestrutura [97].

2.7 TRATAMENTO TÉRMICO.

Tratamento térmico é uma importante operação no processo de fabricação final, de diversos componentes de engenharia. Somente por tratamento térmico, é possível conferir altas propriedades mecânicas para peças de aço e ferramentas para aplicações sofisticadas. O tratamento térmico é considerado uma ferramenta importante pela qual ele pode alterar as propriedades do aço facilmente. Um mesmo

aço pode ter uma gama muito ampla de propriedades mecânicas se submetidas a diferentes tratamentos térmicos. Hoje, com o rápido avanço da ciência e tecnologia a fim de ser atingir propriedades cada vez melhores em materiais, o tratamento térmico tem desempenhado um papel muito importante [101].

O tratamento térmico pode ser definido como uma sequência de aquecimento e resfriamento projetado para obter a desejada combinação de propriedades do aço. As alterações das propriedades de aço por tratamento térmico são devidas às transformações de fase e mudanças nas microestruturas que ocorrem durante o tratamento térmico. Os fatores que determinam e controlam estas mudanças estruturais, são chamados os princípios de tratamento térmico. Os importantes princípios de tratamento térmico são [101]:

1. Transformações de fase durante o aquecimento.
2. Efeito da taxa de resfriamento sobre mudanças nas microestruturas.
3. Efeito do teor de carbono e de elementos de liga.

2.7.1 Tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT).

Durante o processo de soldagem, devido à restrição feita pelo metal de base durante a solidificação do metal de solda, pode ser gerado um alto nível de tensões residuais. Essas tensões podem ser tão altas quanto a resistência ao escoamento do material e quando combinada com tensões normais, estas podem ultrapassar as tensões máximas do projeto [101].

As tensões residuais resultantes da soldagem são reduzidas por um tratamento térmico realizado posterior a soldagem, o TTAT e essas reduções de tensões ocorrem devido à energia térmica que atinge o metal, provocando deslizamento no contorno de grão e remoção de defeitos metalúrgicos como discordâncias e vazios nos planos de escorregamento. A porcentagem de redução de alívio de tensão é independente do tipo de aço, composição ou limite de escoamento [101].

A temperatura recomendada para o TTAT está entre 595 a 675 °C, e o tempo de tratamento é função da espessura do material, sendo normalmente recomendado uma hora por polegada. Na Figura 2.29 é mostrada a influência da temperatura e tempo para alívio de tensões.

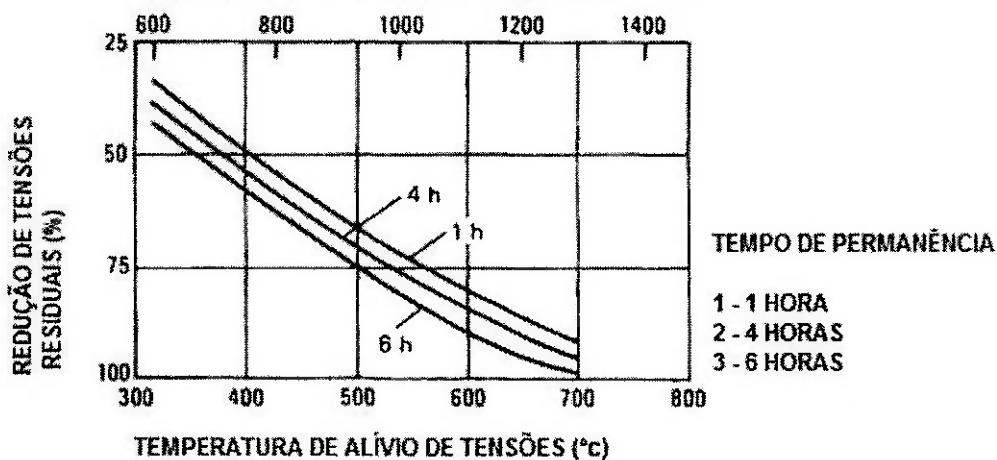


Figura 2.29 - Influência do tempo e temperatura para alívio de tensões residuais [42].

Para taxas de aquecimento e resfriamento é recomendado que se a relação entre a espessura máxima e mínima não exceder a 4 por 1, a taxa de 200 °C/h pode ser empregada dividida pela máxima espessura em polegada da solda [101].

A temperatura de tratamento térmico tem um efeito muito maior que o tempo de tratamento na redução das tensões. Quanto mais próximo a temperatura de tratamento estiver da temperatura recristalização, mais eficaz será na redução das tensões. Quanto menor a temperatura de tratamento, maior deve ser o tempo de tratamento [101].

Outros aspectos favoráveis do TTAT são [101]:

- A prevenção da fratura frágil devido a difusão do hidrogênio presente da zona afetada pelo calor;
- Melhoramento nas operações de usinagem devido a redução da dureza das zonas endurecidas;
- Estabilidade dimensional devido a redução das tensões.

As propriedades de resistência a tração e tenacidade do material devem ser avaliadas após TTAT, visto que essas propriedades podem ser afetadas devido aos efeitos do tratamento térmico na microestrutura do material.

3. OBJETIVOS.

Este trabalho tem por objetivo verificar a manutenção das propriedades mecânicas do aço AISI 4130 60K, requeridas pela especificação técnica aplicável, após o material ser submetido a três ciclos de tratamentos térmicos de alívio de tensões, simulando uma eventual condição de realização de dois reparos removendo o revestimento degradado e aplicando um novo revestimento sobre o mesmo substrato. Para essa verificação serão realizados testes de dureza e teste de impacto no metal de base e na ZAC.

4. MATERIAIS E MÉTODOS.

4.1 METAL DE BASE (SUBSTRATO).

A peça de teste utilizada neste trabalho tem dimensões Ø170 X Ø90 X 300 (mm), sendo está proveniente de um tubo forjado em material AISI-4130-60K (Modificado), fabricando de acordo com especificação técnica com seus requisitos estabelecidos conforme Tabela 4.1 a 4.5:

Tabela 4.1 - Características de fabricação do material aço AISI 4130 60K utilizado neste trabalho (Composição Química).

C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	Ni
0,27-0,33	0,50-0,90	0,10-0,40	≤ 0,025	0,01-0,02	0,80-1,20	0,15-0,30	≤ 1,00

Tabela 4.2 - Características de fabricação do material aço AISI 4130 60K utilizado neste trabalho (Propriedade Mecânica).

TESTE DE TRAÇÃO CONFORME ASTM A370			
RESISTÊNCIA A TRAÇÃO (MPa) (Ksi)	LIMITE DE ESCOAMENTO (MPa) (Ksi)	ALONGAMENTO (%)	REDUÇÃO DE ÁREA (%)
≥ 590 (85)	≥ 415 (60)	≥ 18	≥ 35

Tabela 4.3 - Características de fabricação do material aço AISI 4130 60K utilizado neste trabalho (Tenacidade).

TESTE DE IMPACTO – ENTALHE EM V CONFORME ASTM A 370	
TESTE TRANSVERSAL	TESTE LONGITUDINAL
VALORES INDIVIDUAIS (J)	
≥ 24	≥ 35
MÉDIAS (J)	
≥ 28	≥ 42
OBS: Temperatura de teste: -20 °C	

Tabela 4.4 - Características de fabricação do material aço AISI 4130 60K utilizado neste trabalho (Dureza).

TESTE DE DUREZA BRINELL (HBW)
174 ≤ H ≤ 237

Tabela 4.5 - Características de fabricação do material aço AISI 4130 60K utilizado neste trabalho (Tratamento Térmicos).

TRATAMENTO TÉRMICOS - TÊMPERA E REVENIMENTO
O Revenimento deve ser executado entre 650 °C e 670 °C.



Figura 4.1 - Peça de teste utilizada nesse trabalho.

Na Tabela 4.6 podem ser observados os tratamentos térmicos, na Tabela 4.7 pode ser observada composição química, na Tabela 4.8 as propriedades mecânicas, na Tabela 4.9 as propriedades de tenacidade e na Tabela 4.10 os valores de dureza do material aço AISI 4130 60K da peça de testes utilizado neste trabalho.

Tabela 4.6 - Tratamentos Térmicos realizados no aço AISI-4130-60K (Modificado) utilizado neste trabalho.

TRATAMENTO	TEMPERATURA (°C)	TEMPO (Horas)	RESFRIAMENTO (Meio)
NORMALIZAÇÃO	920	14	Ar soprado
TÊMPERA	880	10	Água
REVENIMENTO	670	18	Água

Tabela 4.7 - Composição química material aço AISI-4130-60K (Modificado) utilizado neste trabalho.

C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	Ni
0,29	0,80	0,21	0,009	0,017	1,04	0,30	0,30

Tabela 4.8 - Propriedades mecânicas do material aço AISI-4130-60K (Modificado) utilizado neste trabalho.

TESTE DE TRAÇÃO CONFORME ASTM A370			
RESISTÊNCIA A TRAÇÃO (MPa)	LIMITE DE ESCOAMENTO (MPa)	ALONGAMENTO (%)	REDUÇÃO DE ÁREA (%)
671	512	22,4	54,5

Tabela 4.9 - Propriedade de tenacidade do material aço AISI-4130-60K (Modificado) utilizado neste trabalho.

TESTE DE IMPACTO – ENTALHE EM V CONFORME ASTM A 370					
TESTE TRANSVERSAL			TESTE LONGITUDINAL		
VALORES INDIVIDUAIS (J)					
50,8	43,0	38,7	95,6	152,1	110,8
MÉDIAS (J)					
44,17			119,50		
OBS: Temperatura de teste: -20 °C					

Tabela 4.10 - Valores de dureza do material aço AISI-4130-60K (Modificado) utilizado neste trabalho.

TESTE DE DUREZA BRINELL (HBW)					
211	213	209	207	209	210

4.2 METAL DE ADIÇÃO.

O consumível de soldagem classificação ER NiCrMo-3 (UNS N06625), foi utilizado para fabricação do revestimento soldado. Esse consumível é especificado conforme a Norma AWS A5.14 “Specification for nickel and nickel-alloy bare welding electrodes and rods” [3]. Na Tabela 4.11 são apresentados os requisitos de composição química conforme a especificação AWS A5.14 para a vareta ER NiCrMo-3:

Tabela 4.11 - Requisitos de composição química do arame ER NiCrMo-3 conforme AWS A5.14 [3].

C	Mn	Fe	P	S	Si	Cu	Ni	Co	Al	Ti	Cr	Nb+Ta	Mo	V	W	Outros
0,10	0,50	5,0	0,02	0,015	0,50	0,50	Min. 58,0	---	0,40	0,40	20,0-23,0	3,15-4,15	8,0-10,0	---	---	0,50

Na Tabela 4.12 pode ser verificada a composição química do arame classificação AWS ER NiCrMo-3 utilizado neste trabalho:

Tabela 4.12 - Composição química do consumível ER NiCrMo-3 utilizado neste trabalho.

C	Mn	Fe	P	S	Si	Cu	Ni	Co	Al	Ti	Cr	Nb+Ta	Mo	V	W	Outros
0,014	0,01	0,18	0,005	0,010	0,010	0,01	65,1	0,020	0,184	0,180	21,78	3,71	8,73	---	---	0,08

4.3 EXECUÇÃO DA SOLDAGEM.

4.3.1 EXPERIMENTO.

Após a deposição do revestimento por soldagem em toda superfície do diâmetro interno da peça de teste (300 mm de comprimento), a mesma foi submetida ao primeiro ciclo de TTAT. Concluído o primeiro ciclo de TTAT, foi retirada e identificada (01 ciclo) uma amostra com 100 mm de comprimento. A peça de teste agora com 200 mm de comprimento, foi submetida ao segundo ciclo de TTAT e após concluído, foi retirada e identificada (02 ciclos) outra amostra de 100 mm de comprimento. O comprimento restante de 100 mm da peça de teste foi identificada (03 ciclos) e submetida ao terceiro ciclo de tratamento térmico.

Com isso foram obtidas três amostras com comprimento de 100 mm, sendo que uma amostra com 01 ciclo, uma amostra com 02 ciclos e uma amostra com 03 ciclos de TTAT.

4.3.2 Parâmetros e equipamentos de soldagem.

Após preparação por usinagem e limpeza química, foi realizada a deposição da primeira camada em toda a superfície do diâmetro interno da peça de teste, posteriormente foi realizado escovamento da superfície do revestimento e realizada a deposição de uma segunda camada sobre a primeira. Os parâmetros de soldagem especificados na EPS estão qualificados para um único ciclo de TTAT e os parâmetros utilizados na soldagem do experimento podem ser observados na Tabela 4.13:

Tabela 4.13 - Parâmetros de soldagem da peça de teste.

PARÂMETROS DE SOLDAGEM	VALORES ESPECIFICADOS		VALORES UTILIZADOS	
PRÉ-AQUECIMENTO (°C)	1 ^a CAMADA: MÍNIMO 200	2 ^a CAMADA: MÍNIMO 150	1 ^a CAMADA: 217	2 ^a CAMADA: 179
INTERPASSE (°C)	1 ^a CAMADA: MÁXIMO 300	2 ^a CAMADA: MÁXIMO 250	1 ^a CAMADA: 269	2 ^a CAMADA: 237
POSIÇÃO DE SOLDAGEM	2G		2G	
CONTINUA				

Tabela 4.13 - Parâmetros de soldagem da peça de teste.

CONCLUSÃO				
PROGRESSÃO DE SOLDAGEM	ASCENDENTE	ASCENDENTE		
TIPO E POLARIDADE	CC (-)	CC (-)		
TENSÃO (V)	1ª CAMADA: 11,0 a 12,5	2ª CAMADA: 11,0 a 14,0	1ª CAMADA: 11,4	2ª CAMADA: 12,7
CORRENTE DE BASE (A)	1ª CAMADA: 180 a 200	2ª CAMADA: 200 a 220	1ª CAMADA: 180	2ª CAMADA: 200
CORRENTE DE PICO (A)	1ª CAMADA: 200 a 240	2ª CAMADA: 220 a 280	1ª CAMADA: 240	2ª CAMADA: 280
PULSO POR SEGUNDO (PPS)	PICO: 0,2 a 0,3	BASE: 0,2 a 0,3	PICO: 0,25	BASE: 0,25
VELOCIDADE DE SOLDAGEM (mm/min.)	1ª CAMADA: 220 a 280	2ª CAMADA: 220 a 280	250	275
ENERGIA DE SOLDAGEM (kJ/mm)	0,75	NÃO REQUERIDO	0,57	-----
PARÂMETROS DE ARAME QUENTE				
CORRENTE (A)	30 a 60		54	
TENSÃO (V)	2 a 6		4	
Ø ARAME (mm)	1,14		1,14	
GÁS DE PROTEÇÃO				
TIPO	ARGÔNIO (ULTRAPURO)		ARGÔNIO (ULTRAPURO)	
COMPOSIÇÃO (%)	99,998		99,999	
VAZÃO (l/min)	15 a 30		20	

O Equipamento utilizado para realização da soldagem do revestimento foi uma máquina da marca FRONIUS® com controle FPA 9000 ETR e fonte de energia do processo TIG Pulsado. Na Figura 4.2 é apresentada uma imagem da máquina utilizada na soldagem:



Figura 4.2 - Máquina utilizada na soldagem da peça de teste.

4.3.3 Parâmetros e forno dos TTAT.

Os TTAT foram realizados de acordo com os parâmetros estabelecidos no procedimento de soldagem qualificado apenas um ciclo de TTAT e na Tabela 4.14 são apresentados os valores especificados e os valores registrados do TTAT.

Tabela 4.14 - Valores dos parâmetros especificados e registrados dos TTAT da peça de testes.

TRATAMENTOS TÉRMICOS DE ALÍVIO DE TENSÕES (TTAT)				
PARÂMETROS	VALORES ESPECIFICADO	1º CICLO	2º CICLO	3º CICLO
TEMPERATURA DE INÍCIO E TÉRMINO DE CONTROLE (°C)	300	300	300	300
FAIXA DE TEMPERATURA (°C)	620 a 640	626	629	632
FAIXA DE TEMPO (Horas)	04:00 a 05:00	04:26	04:39	04:15
TAXA DE AQUECIMENTO (°C/h)	25 a 200	54	57	49
TAXA DE RESFRIAMENTO (°C/h)	25 a 200	31	35	33

O forno STF 001, que foi utilizado para realização dos ciclos de TTAT é homologado e calibrado conforme requisitos da norma API 6A [66]. Na Figura 4.3 é apresentada uma imagem do forno utilizado.



Figura 4.3 - Forno STF 001 utilizado para realização dos ciclos TTAT.

Nas Figuras 4.4, 4.5 e 4.6 podem ser verificadas as cartas gráfica dos ciclos de TTAT realizados na peça de teste onde a carta referente a Figura 4.4 corresponde ao primeiro ciclo, a carta referente a Figura 4.5 corresponde ao segundo ciclo e a carta referente a Figura 4.6 corresponde ao terceiro ciclo.

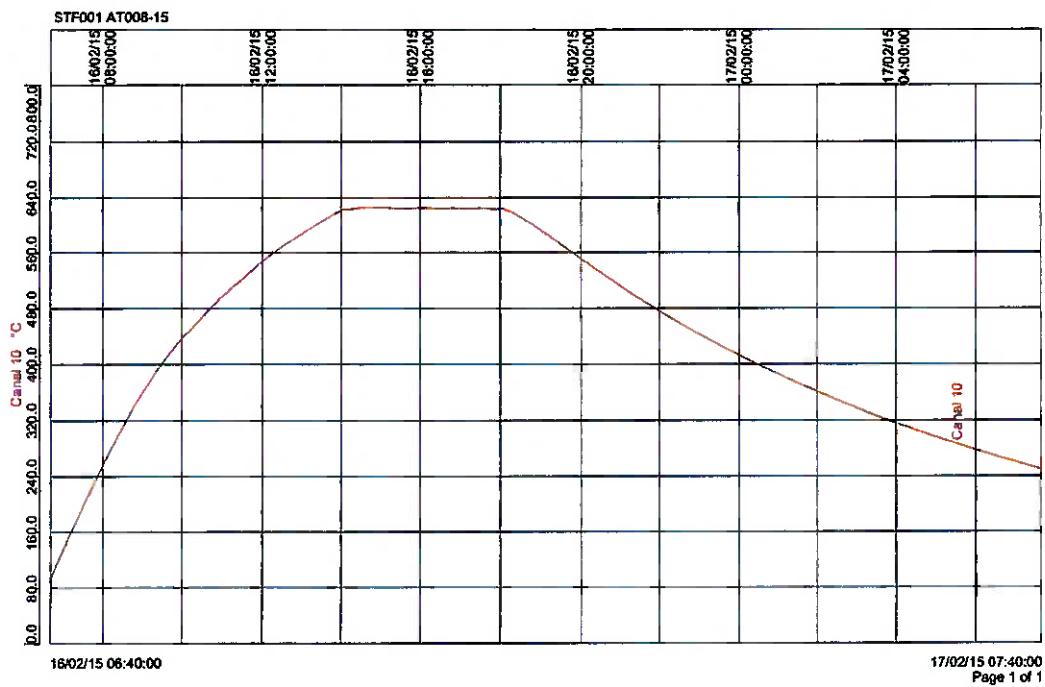


Figura 4.4 - Carta gráfica STF 001 AT-008-15: Primeiro ciclo de TTAT.

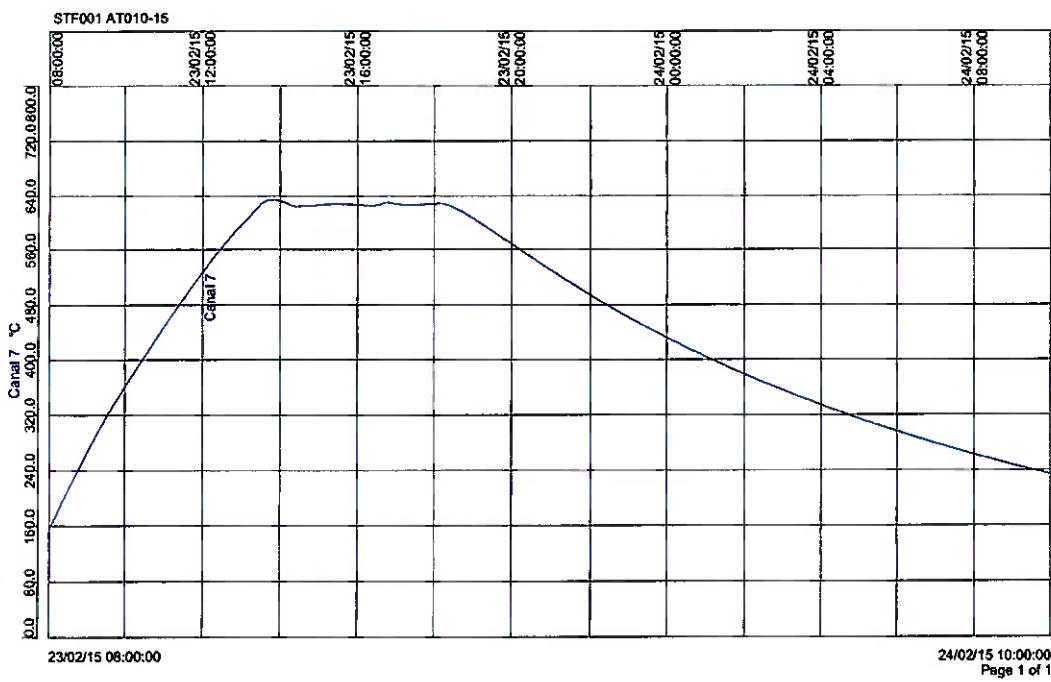


Figura 4.5 - Carta gráfica STF 001 AT-010-15: Segundo ciclo de TTAT.

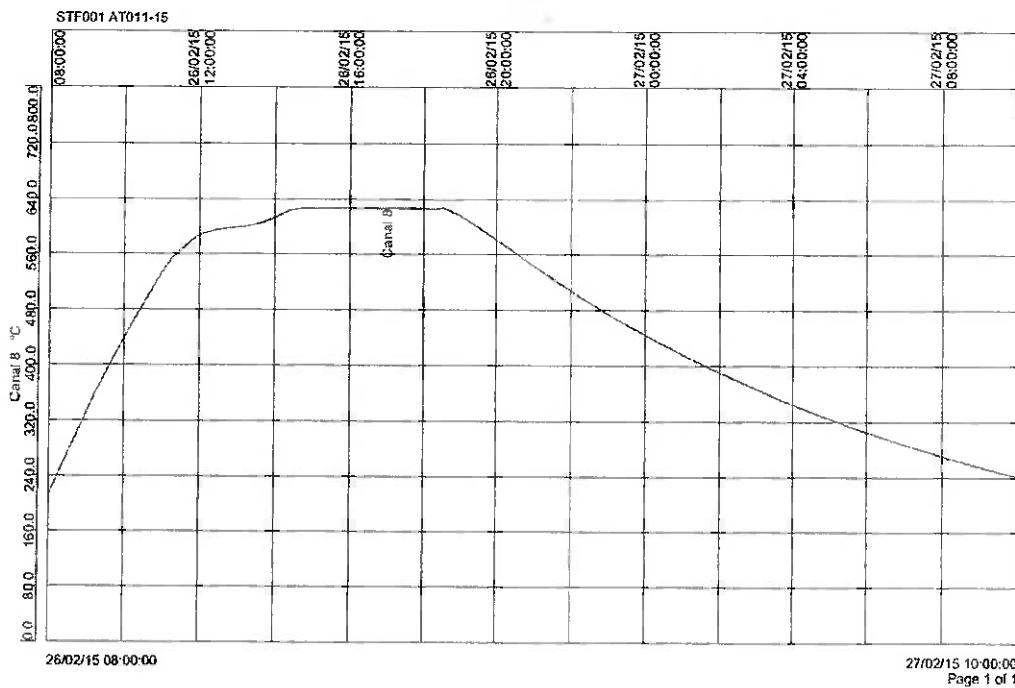


Figura 4.6 - Carta gráfica STF 001 AT-011-15: Terceiro ciclo de TTAT.

4.4 TESTES E ENSAIOS.

Os testes e ensaios realizados em cada uma das amostras com 01, 02 e 03 ciclos de TTAT para fundamentar esse trabalho foram:

- Testes de tração completo no metal de base;
- Ensaios macrográfico com dimensionamento do metal de base, ZAC e revestimento.
- Ensaios de dureza no metal de base e ZAC;
- Testes de impacto com entalhe em V no metal de base e ZAC;

A referência para preparação dos corpos de provas e retirada das amostras com TTAT foram as mesmas dos corpos de prova descrito no certificado de qualidade da matéria prima com o objetivo de favorecer a comparação dos valores. Apenas os ensaios de dureza no metal de base e ZAC foram realizados na escala Vickers (10 kg). As medições foram realizadas na escala Vickers para promover melhor precisão nas medições da dureza na ZAC e no metal de base foi realizado por consequência.

Na Figura 4.7 é apresentada imagens dos corpos de prova retirados das amostras com TTAT já preparados para realização dos testes e ensaios:

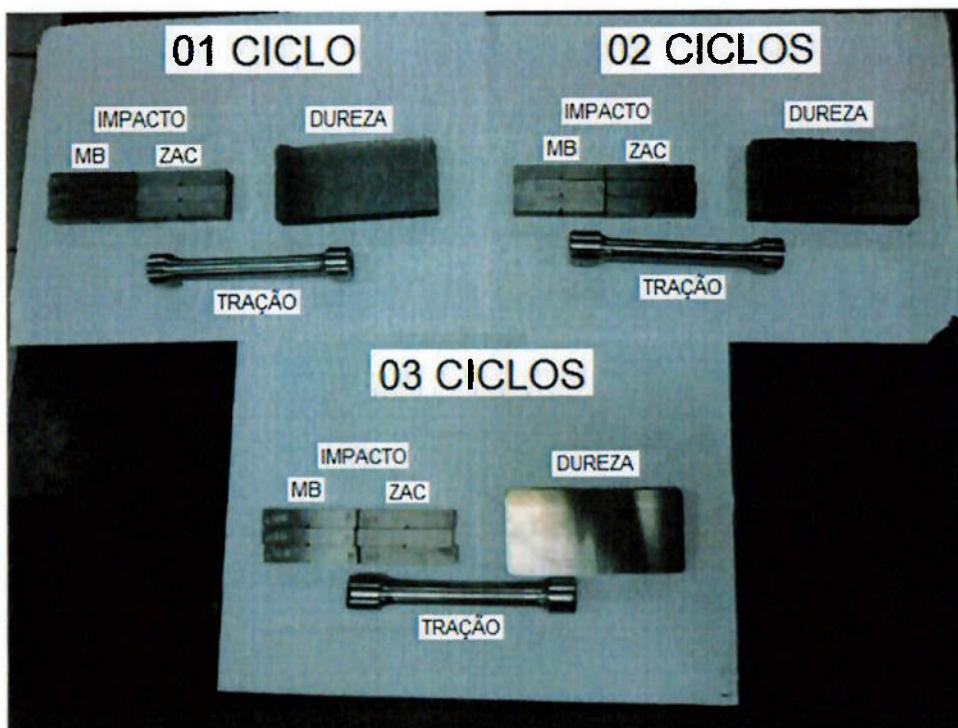


Figura 4.7- Corpos de provas preparados para os ensaios e testes.

4.4.1 Testes de tração.

Os testes de tração foram realizados a temperatura ambiente de 23°C em um equipamento universal de teste TINIUS OLSEN® escala 50T. Os corpos de prova preparados conforme ASTM A 370 [102] tendo a região cilíndrica Ø 12,5 (Em mm), foram extraídos na direção do comprimento da peça de testes na região do metal de base, distantes e paralelos da ZAC. A Figura 4.8 mostra o local de retirada dos corpos de prova:



Figura 4.8 - Localização de retirada dos corpos de prova dos testes de tração.

4.4.2 Ensaios macrográfico.

Foram realizados ensaios macrográfico da secção transversal da peça de teste. O ataque químico foi realizado com água régia. O objetivo foi definir a

extensão da ZAC para proporcionar melhor precisão para realização dos ensaios de dureza e para retirada dos corpos de prova para os testes de impacto. A Figura 4.9 mostra a imagem do ensaio macrográfico realizado na amostra com 03 ciclos de TTAT e na Tabela 4.15 podem ser verificadas as dimensões do metal de base, ZAC e revestimento.

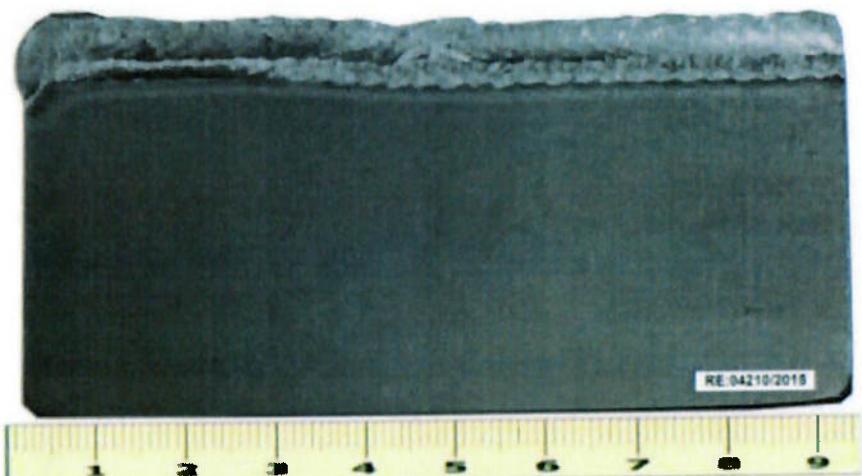


Figura 4.9 - Ensaio macrográfico realizado na secção transversal da peça de teste.

Tabela 4.15 - Dimensões do metal de base, revestimento e ZAC obtidos no exame macrográfico.

DIMENSIONAMENTO (mm)			
ALTURA METAL DE BASE	ALTURA REVESTIMENTO	ALTURA ZAC	PENETRAÇÃO
38,83	7,50 a 8,20	± 34,00	0,00

4.4.3 Ensaios de dureza.

Os ensaios de dureza foram realizados a temperatura ambiente de 20,6 °C em um equipamento durômetro REICHERTER Briviskop BVR 187,5®.

Na Figura 4.10 são mostrados os locais onde foram realizadas as medições de dureza no metal de base e ZAC:

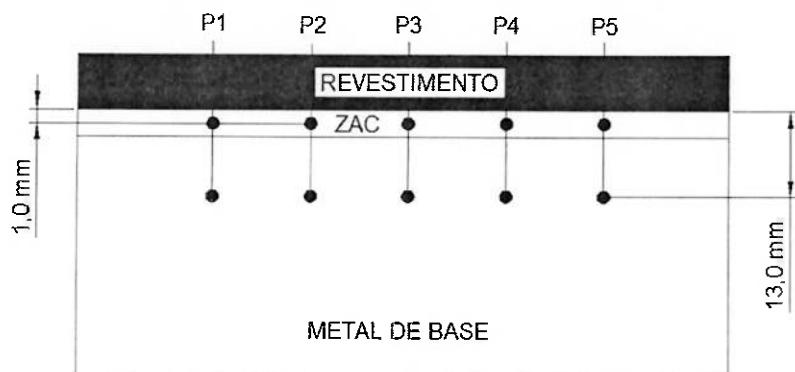


Figura 4.10 - Localização dos pontos das medições de dureza.

4.4.4 Testes de impacto com entalhe em V.

Os ensaios de impacto com entalhe em V, foram realizados no equipamento da marca TINUS OLSEN IT 406® com capacidade de 406J. Os entalhes em "V" foram feitos por usinagem na máquina plaina com ferramenta de metal duro preparada com ângulo de 45° e raio de 0,15 mm. Os ensaios foram realizados no metal de base e na ZAC. A temperatura em que os ensaios foram realizados foi -20 °C. Os corpos de prova com dimensões de 55 x 10 x 10 (Em mm) foram preparados conforme a Norma ASTM A370 [102] e na Figura 4.11 mostra como foram retirados das amostras.

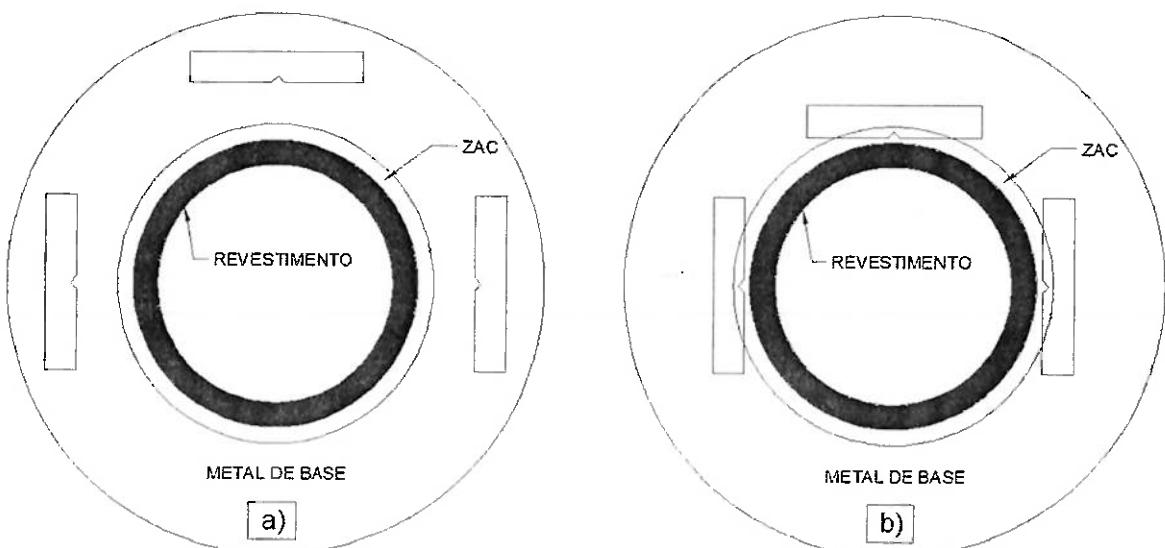


Figura 4.11 – a) Retirada dos corpos de prova no metal de base. b) Retirada dos corpos de prova na ZAC.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO.

5.1 TESTES DE TRAÇÃO.

Os valores dos resultados dos testes de tração das amostras com 01, 02 e 03 de ciclos de TTAT, estão apresentados na Tabela 5.1. Nas Figura 5.1 a 5.4, tem-se uma representação gráfica mostrando os resultados obtidos para cada propriedade requerida. As linhas horizontais marrons representam o desvio padrão e a linha horizontal verde o mínimo especificado para o material.

Tabela 5.1 - Resultados dos testes de tração das amostras com 01, 02 e 03 ciclos de TTAT.

AMOSTRA	LIMITE DE RESISTÊNCIA (MPa)	LIMITE DE ESCOAMENTO (MPa)	ALONGAMENTO (%)	REDUÇÃO DE ÁREA (%)
01 CICLO	689	526	22	56
02 CICLOS	679	522	24	57
03 CICLOS	672	514	23	52

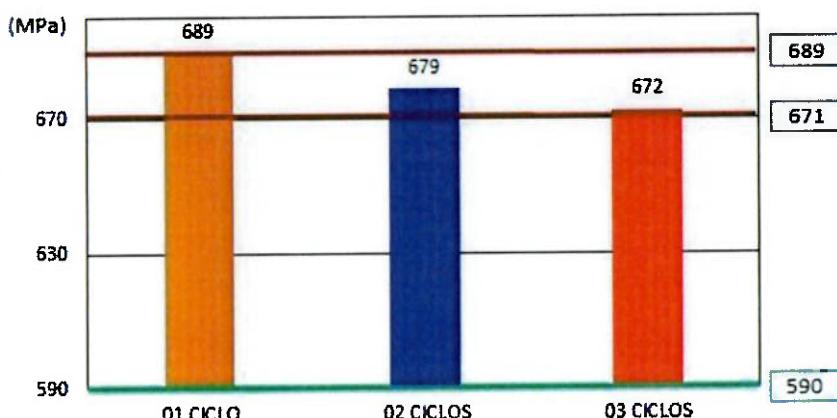


Figura 5.1 - Gráficos com resultados dos testes de tração (Limite de resistência).

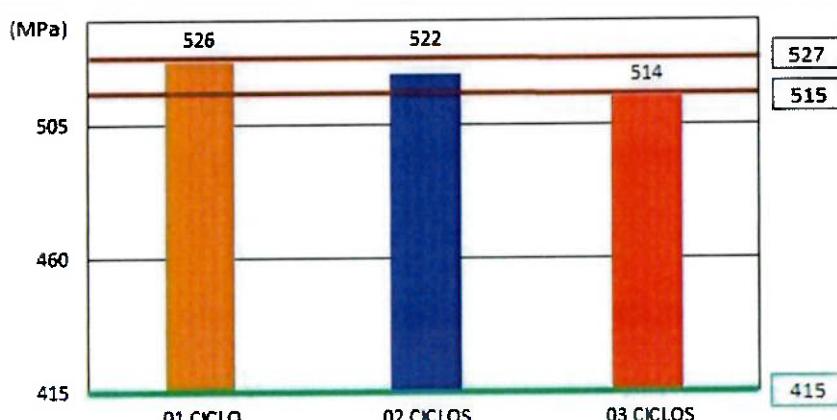


Figura 5.2 - Gráfico com resultados dos testes de tração (Limite de escoamento).

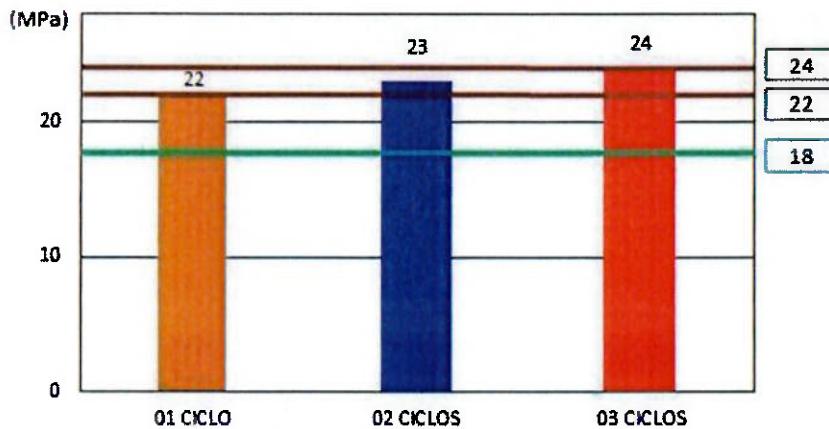


Figura 5.3 - Gráficos com resultados dos testes de tração (Alongamento).

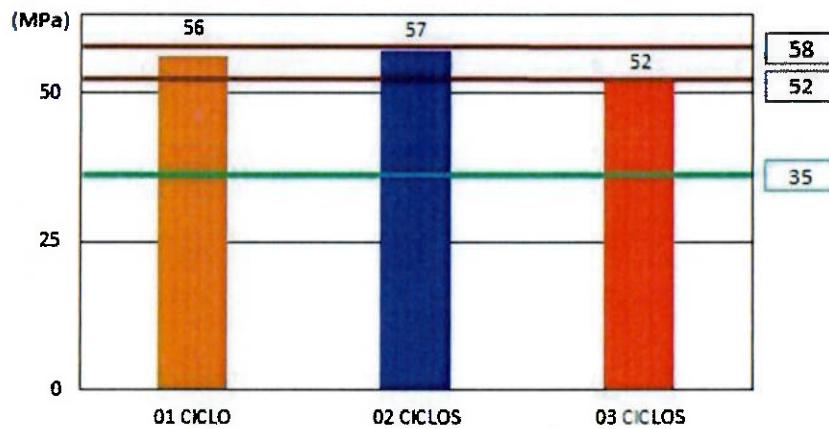


Figura 5.4 - Gráficos com resultados dos testes de tração (Redução de área).

É possível verificar que houve uma queda nos valores das propriedades de resistência a tração e limite de escoamento nos testes das amostras do segundo e terceiro ciclos em relação ao teste da amostra do primeiro ciclo. Para AHMED e KRISHNAN [98], isso se explica pelo fato de que, no segundo e terceiro ciclos o material teve maior exposição a temperatura e podem ter ocorrido deslizamentos nos contornos de grãos e remoção de defeitos cristalinos, reduzindo também as tensões residuais no material, causando a queda verificada. Entretanto mesmo na condição mais crítica de três ciclos de TTAT, os valores obtidos estão superiores ao mínimo requerido para o material conforme estabelecido na Tabela 4.2.

Na propriedade de alongamento não houve perda significativa, assim como na propriedade de redução de área. Apenas para a amostra com 03 ciclos de TTAT é possível verificar que houve uma leve queda na redução de área.

5.2 ENSAIOS DE DUREZA.

Os valores das medições de dureza no metal de base e na ZAC das amostras com 01, 02 e 03 ciclos de TTAT, e são apresentados na Tabela 5.2 e a representação gráfica nas Figuras 5.5 e 5.6 onde as linhas horizontais marrons representam o desvio padrão, a linha horizontal verde o mínimo especificado para o material e a linha horizontal lilás o máximo especificado para qualificação da soldagem conforme norma NACE [103]. Na Figura 4.10 estão as localizações das medições.

Tabela 5.2 - Valores das medições de dureza no metal de base e na ZAC das amostras com 01, 02 e 03 de ciclos de TTAT.

AMOSTRA REGIÃO	VALORES OBTIDOS DE DUREZA VICKERS (HV-10)				
	P1	P2	P3	P4	P5
01 CICLO METAL DE BASE	220	219	217	224	216
01 CICLO ZAC	268	256	222	240	231
02 CICLO METAL DE BASE	216	224	222	233	220
02 CICLO ZAC	224	233	228	250	238
03 CICLO METAL DE BASE	220	210	216	212	217
03 CICLO ZAC	228	222	222	216	224

Comparando os valores em HV e HB na tabela de conversão de dureza para aços não austeníticos da Norma ASTM E 140 [104], foi verificado que na faixa que incluir o menor e o maior valor de medição de dureza obtido (210 e 237 HV), não há conversão a ser realizada, sendo assim o valor em HV correspondente em HB.

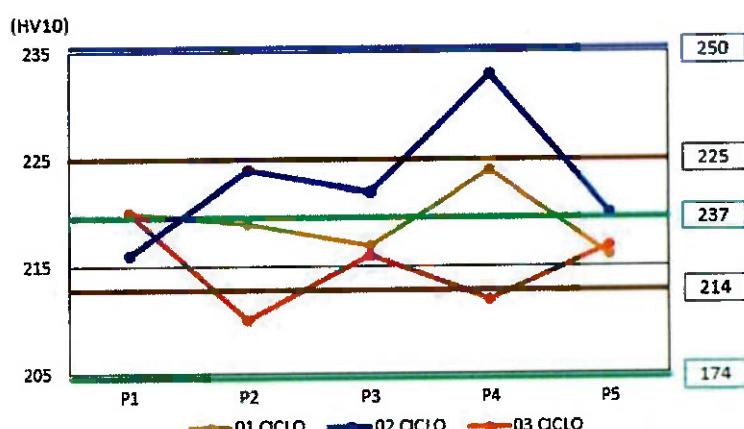


Figura 5.5 – Gráficos com valores das medições de dureza no metal de base nas amostras que foram realizadas 01, 02 e 03 ciclos de TTAT.

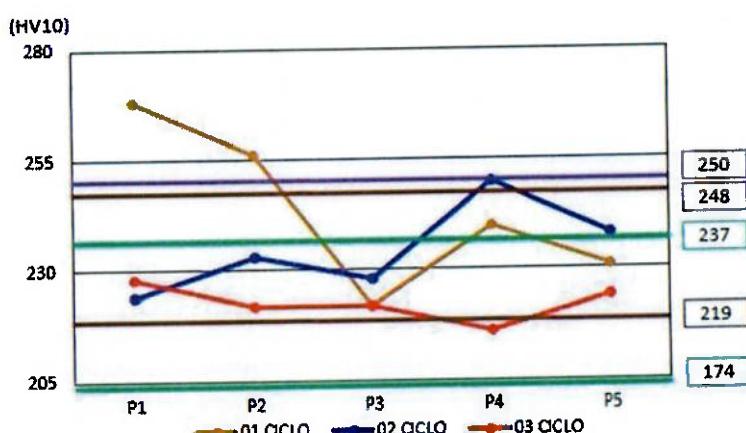


Figura 5.6 - Gráfico com valores das medições de dureza na ZAC nas amostras que foram realizadas 01, 02 e 03 ciclos de TTAT.

Nos ensaios de dureza no metal de base, observou-se que a amostra com 01 ciclo de TTAT obteve pontos de dureza com resultados abaixo dos resultados referente a amostra com 02 ciclos de TTAT e ambas dentro do especificado para a qualificação da soldagem com requisitos de resistência a corrosão conforme a Norma NACE [103] que estabelece dureza máxima de 250 HV10. Mesmo com os resultados dentro dos valores especificados para qualificação da soldagem conforme Norma NACE [103], essa condição foge do previsto quando analisado com os valores apresentados referentes ao limite de resistência e limite de escoamento dos testes de tração (Tabela 5.1 e Figuras 5.1 e 5.2), que prediz que os valores de dureza da amostra com 01 ciclo deveriam ter os resultados, superiores aos da amostra com 02 ciclos, no entanto, também pode ser observada que a queda no limite de resistência e limite de escoamento entre as amostras com 01 e 02 ciclos não foram significativas conforme o desvio padrão apresentado e essa divergência também pode ser compreendida, através de um grande problema típico do aço empregado que é não uniformidade das propriedades mecânicas ao longo do comprimento do forjado, podendo as propriedades variar de forma irregular conforme exposto por GROBLACKNER [51]. Os valores observados na amostra de 03 ciclos ficaram abaixo dos valores dos resultados das amostras de 01 e 02 ciclos condizendo com a leve redução de resistência mecânica observada nos testes de tração.

Nos ensaios de dureza na ZAC nas amostras com 01 e 02 ciclos, foi observado dois valores que não estão dentro do limite estabelecido para qualificação da soldagem conforme Norma NACE [103]. Além do problema típico que o aço empregado apresenta de não uniformidade das propriedades ao longo do comprimento do forjado, essa discrepância pode estar relacionada com a formação de fases endurecidas em função do emprego de pré-aquecimento e interpasso inadequados. Também pode estar relacionada com uma preparação da superfície que não esteja completamente uniforme e adequada para a realização do ensaio.

5.3 TESTES DE IMPACTO COM ENTALHE EM V.

Os resultados dos testes de impacto com entalhe em V a -20 °C no sentido transversal ao comprimento da peça de teste, estão na Tabela 5.3 onde estão apresentados os valores de energia absorvida no teste no metal de base e na ZAC das amostras que foram realizadas 01, 02 e 03 ciclos de TTAT.

Tabela 5.3 - Resultados dos testes de impacto com entalhe em V -20 °C no sentido transversal ao comprimento da peça de teste nas amostras que foram realizadas 01, 02 e 03 ciclos de TTAT.

AMOSTRA LOCALIZAÇÃO	VALORES OBTIDOS DE ENERGIA ABSORVIDA	
	VALORES INDIVIDUAIS POR CP (J)	VALORES DAS MÉDIAS (J)
01 CICLO METAL DE BASE	CP 01	70
	CP 02	70
	CP 03	69
01 CICLO ZAC	CP 01	54
	CP 02	45
	CP 03	51
02 CICLO METAL DE BASE	CP 01	84
	CP 02	73
	CP 03	74
02 CICLO ZAC	CP 01	44
	CP 02	52
	CP 03	43
03 CICLO METAL DE BASE	CP 01	74
	CP 02	76
	CP 03	76
03 CICLO ZAC	CP 01	51
	CP 02	54
	CP 03	48

Para melhor visualização e análise dos valores da Tabela 5.3 foram elaborados os gráficos que estão apresentados nas Figura 5.7 a 5.10 onde as linhas

horizontais marrons representam o desvio padrão e a linha horizontal verde o mínimo especificado para o material.

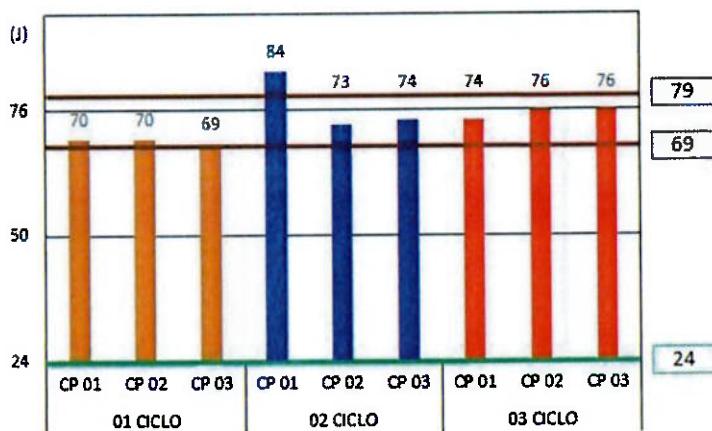


Figura 5.7 - Gráficos com resultados individuais por CP dos testes de impacto com entalhe em V -20 °C no metal de base no sentido transversal ao comprimento da peça de teste nas amostras que foram realizadas 01, 02 e 03 ciclos de TTAT.

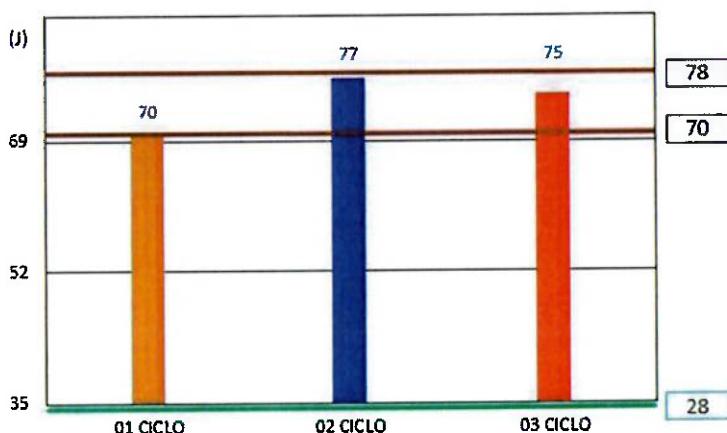


Figura 5.8 - Gráficos com resultados médios dos testes de impacto com entalhe em V -20 °C no metal de base no sentido transversal ao comprimento da peça de teste nas amostras que foram realizados 01, 02 e 03 ciclos de TTAT.

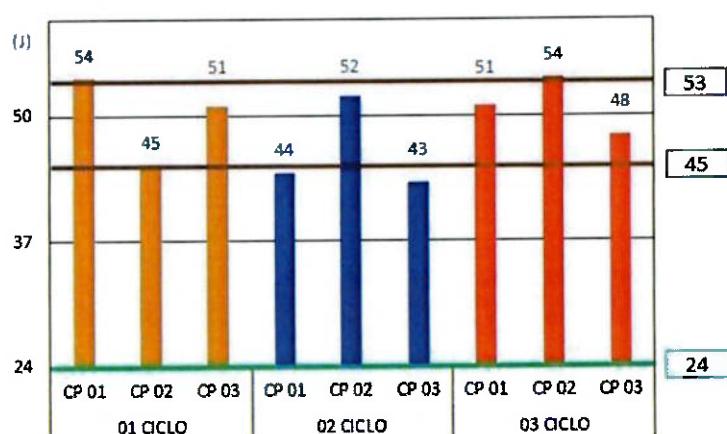


Figura 5.9 - Gráficos com resultados individuais por CP dos testes de impacto com entalhe em V -20 °C na ZAC no sentido transversal ao comprimento da peça de teste nas amostras que foram realizados 01, 02 e 03 ciclos de TTAT.

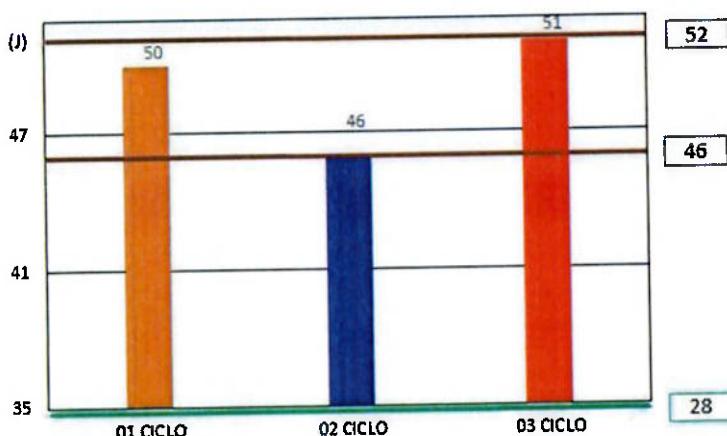


Figura 5.10 - Gráfico com resultados médios dos testes de impacto com entalhe em V -20 °C na ZAC no sentido transversal ao comprimento da peça de teste nas amostras que foram realizadas 01, 02 e 03 ciclos de TTAT.

Pelas Figuras 5.7 a 5.10 pode-se verificar que os valores obtidos estão superiores ao valor mínimo requerido para o material conforme estabelecido na Tabela 4.3.

Também é possível verificar que os valores obtidos nos testes realizados no metal de base apresentam uma tendência a aumentar, isso pode ser explicado com os resultados apresentados referentes ao limite de resistência e limite de escoamento do teste de tração (Tabela 5.1 e Figuras 5.1 e 5.2) onde é notada uma leve redução da resistência mecânica do material após a realização dos ciclos subsequentes de TTAT, o que pode causar aumento na ductilidade e tenacidade do material. Já na ZAC os valores obtidos se apresentam bastante fora de uniformidade, o que pode ser atribuído conforme já exposto, a fatores relacionados com as possíveis formações de fase endurecidas nessa região produzidas em função do emprego de pré-aquecimento e interpasso inadequados. Também pode estar relacionada à extensão da ZAC, que embora seja proveniente de um processo automático, não apresenta uma uniformidade em sua extensão, não sendo possível realizar a retirada dos corpos de prova exatamente na mesma localização, tendo dessa forma corpos de prova situados nas diferentes regiões da zona afetada pelo calor conforme apresentado por COLPAERT, HULKA e RAMIREZ [97, 98 e 99] podendo apresentar irregularidades nos resultados obtidos.

6. CONCLUSÕES.

Com base nos materiais e testes realizados, é possível concluir:

- 6.1. Os resultados dos testes de resistência à tração e impacto a temperatura de -20°C e dureza no metal de base apresentaram valores que não sofreram alterações significativas, em função dos 03 ciclos de TTAT aplicados.
- 6.2 Os resultados do teste de dureza no metal de base foram satisfatórios e na ZAC apresentaram apenas dois valores que ficaram fora do especificado para a qualificação da soldagem com requisitos de resistência a corrosão conforme Norma NACE que estabelece dureza máxima de 250 HV10, o que exige adequação para obtenção de dureza dentro dos valores especificados, podendo esse ser obtido através emprego de temperaturas de pré-aquecimento e interpasso mais eficientes.
- 6.3. Os resultados evidenciam que os ciclos adicionais de TTAT realizados nas peças de testes, não apresentam alterações significativas e não prejudicando as propriedades mecânicas do metal de base e ZAC, pois apresentaram resultados compatíveis com os estabelecidos para o aço utilizado no trabalho e dentro dos limites estabelecidos para a qualificação da soldagem.
- 6.4. O aço forjado AISI-4130 60K, depois de submetido a processo de fabricação com soldagem de revestimento resistente a corrosão e TTAT, pode ser submetido a dois processos de reparo com nova deposição do revestimento por soldagem e seguido do TTAT, sem que ocorra comprometimento das propriedades requeridas pela especificação técnica de projeto aplicável.

SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS.

1. Estudo comparativo das microestruturas da ZAC do material AISI-4130 60K depois de submetido a 01, 02 e 03 ciclos de TTAT.
2. Estudo do efeito do processo de reparo parcial no revestimento de LIGA e possíveis influências no metal de base e ZAC.
3. Estudo do efeito de 03 ciclos de TTAT no revestimento de LIGA.
4. Realizar o mesmo estudo com maior quantidade de ciclos de TTAT.
5. Realizar o mesmo estudo com materiais com maior resistência mecânica, entre eles o material AISI-4130-75K, AISI-4130-95K, ASTM A-182 F22 ou com outros materiais que são utilizando em equipamentos e componentes para extração de petróleo em águas profundas.
6. Estudo do efeito dos ciclos de TTAT nas Zonas Parcialmente Misturadas (ZPM).

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS:

- 1- DUPONT, J.N.; LIPPOLD, J.C.; KISER, S.M. Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-Base Alloys Hoboken, J. N.: John Wiley & Sons, ISBN 9780470087145 (clod) xiv, 2009. 440 p.
- 2- BRADLEY E.F., "Superalloys - A Technical Guide", ASM International, 1989.
- 3- SPECIFICATION for nickel and nickel-alloy bare welding electrodes and rods: A5.14. American Welding Society. Miami. 2011.
- 4- BETTERIGE, W.; HESLOP, P. J. The Nimonic Alloys London, Edwards Arnold Publishers, 1974, 498 p.
- 5- KOU, S. Welding Metallurgy Hoboken, J. N.: John Wiley & Sons, ISBN 0471434914 viii, 2003. 461 p.
- 6- SIMS, C.T. Metals, 1119, OCTOBER 1966; 18 p.
- 7- PRAGER, M.; SHIRA, C. S. Welding Resistance Council Bull 1968, 128 p.
- 8- VOORT, G.F.V.; HUGHSTON, J.M. Wrought Heat-resistant alloys, ASM Handbook, vol. 9, Metallography Technique and Microstructures, 1985. p. 305-329.
- 9- DECKER, R. F.; SIMS, C. T. The Superalloys Eds.: C. T. Sims and W. C. Hagel Wiley, 1972. 614 p.
- 10- THAMPSON, E. G. Welding Journal 48: 70s, 1969.
- 11- BROOKS, J. A. Welding Journal, 53: 517s, 1974.
- 12- MARKINS, W. L.; LAMB, S. Nickel e Nickels Alloys Properties and selection: Nonferrous alloys and Special Purpose Materials, ASM Handbook Vol. 2, 1990, p. 428-445.
- 13- SIMS, C. T.; STOLOFF, N. S.; HAGEL, W. C., Superalloys II, John Wiley & Sons 1987. 614 p.
- 14- DUPONT, J. N.; ROBINO, C. V.; MARDER, A. R.; NOTIS, M. R.; MICHAEL, J. R. Solidification of Nb - Bearing Superalloys, Part I. Reaction Sequences Metallurgical and Material Transactions A, 1998. p. 2785-2796.

- 15- ROSS, E. W.; SIMS, C. T. Nickel - Base Alloys, Superalloys II – High Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power, ASM International, Materials Park, OH, 1987. p. 97-133.
- 16- Oliveira, W. E. Estudo do reparo do revestimento de INCONEL 625 em aços baixa liga sem tratamento térmico pós soldagem. 2014. 57 p. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2014.
- 17- SIMS, C. T. Prediction of Phase Composition, Superalloys II – High Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power, John Wiley & Sons, New York, NY, 1987. p. 218- 240.
- 18- PERRICONE, M. J.; DuPont, J. N., Effect of Composition on the Solidification Behavior of Several Ni-Cr-Mo and Fe-Ni-Cr-Mo Alloys, Metallurgical and Materials Transactions, A, 2006. p. 1267-1280.
- 19- GIGGINS, C. S.; PETTIT, F. S., Oxidation of Ni-Cr alloys between 800 and 1200 °C, Transactions of the Metallurgical Society of AIME, 1969. p. 2495-2507.
- 20- ASM Metals Handbook. Properties and Selection: Metallography Technique and Microstructures. For Print ed. USA: American Society of Materials International (ASM). 2004. v. 9.
- 21- BROOKS, R. B. Heat Treatment, Structure and Properties of Nonferrous Alloys ASM International, Materials Park, 1982. p. 145.
- 22- DUPONT, J.N.; LIPPOLD, J.C.; KISER, S.M. Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-Base Alloys Hoboken, J. N.: John Wiley & Sons, ISBN 9780470087145 (clod) xiv, 2009. 440 p.
- 23- TRANCRET, F.; BHADESHIA, H. K. D. H.; MACKAY D. J. C. Design Of a Creep Resistant Nickel Base Superalloy for Power Applications Part 1 - Mechanical Properties Modeling, Materials Science and Technology, vol. 19, 2003. p. 283-290.
- 24- MIHALISIN, J. R.; PASQUZNE, D. L. Structural Stability in Superalloys Joint ASTM-ASME vol. 1, 1968. 136 p.
- 25- LIFSHITZ, I. M. The kinetics of precipitation from supersaturated solid solutions, Journal of Physical Chemistry of Solids, 19 (1-2): p. 35-50.

- 26- BROOKS, J. W.; BRIDGES, P. Metallurgical Stability of LIGA Alloy 718, Superalloys, ASM International, Materials Park, OH, 1988. p. 33-42.
- 27- SHINOZAKI, K. Welding and Joining Fe and Ni-Base Superalloys Welding International Vol. 15, N° 8, 2001. p. 593-610.
- 28- PÉREZ, G. J. A. Caracterização das Fases Presentes em Depósitos de Níquel ER-NiCrMo-3 em Tubos de Aço de 9Cr 1Mo Usados em Fornos de Refinaria de Petróleo. 2005. 129 p. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal do Ceará, Ceará, 2005.
- 29- THOMAS, C. TAIT.P. "The Performance of Alloy 625 in long-term Intermediate Temperature applications" Int. J. Pressure Vessel & Piping, vol. 59, 1994. p. 41- 49.
- 30- OGBORN, J.S; OLSON, D. L.; CIESLAK M.J. "Influence of Solidification on the Microstructural Evolution of Nickel Base Weld Metal", Material Science & Engineering, 1995. p. 134-139.
- 31- FLOREEN, S. "Composition Effect within the Chemical Specification for Alloy 22", Waste Package Materials Performance Peer Review, 2002.
- 32- CIELSAK, M. J.; HEADLEY, T.J; KOLLI, E.T; ROMIG, JR. A.D. "A Melting and Solidification Study of Alloy 625" Metallurgical Transactions A, vol. 19A, 1988. p. 2319- 2331.
- 33- EISELSTEIN, H.L.; TILLACK, D. J. Ed. Loria Superalloy 718, 625, and Various Derivate, TMS Warren dale PA, 1991. p. 1.
- 34- SUNDARAMAN, M.; LALIT, K. "Precipitation of an Intermetallic Phase With Pt2Mo-Type Structure in Alloy 625" Metallurgical and Materials Transactions Vol.30A, January 1999. p. 41-52.
- 35- SHANKAR, K. V.; RAO, B.; MANNAN, S. L. "Microstructures and mechanical properties of LIGA DE NÍQUEL625superalloy ", Journal of nuclear materials, vol. 288, 2001. p. 222-232.
- 36- KOLHER, M. "Effect of the Elevated-Temperature-Precipitation in Alloy 625 on Properties and Microstructures", Superalloy718, 625 and various derivate TMS, 1991. p. 363-374.

- 37- CALLISTER Jr. W. D. Materials Science and Engineering: An Introduction, 5. ed. London (UK): John Wiley, 2002, 559 p.
- 38- CHIAVERINI, V. Aços e Ferros Fundidos. Ed. 7, São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2008, 599 p.
- 39- PADILHA, A. F. Materiais de Engenharia e microestrutura e propriedades, São Paulo: Hermus, 2007.
- 40- H.W, Pollack. *Materials Science and Metallurgy*, Prentice Hall Englewood Cliffs, N J, 1988.
- 41- ANAZAWA, R. M. Caracterização mecânica e microestrutural de um aço 300M com microestrutura multifásica. 2007. 194 p. Tese [Doutorado- - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2007.
- 42- ASM Handbook (Revised vol. 4), Heat Treating of Steel.
- 43- ABDALLA, A. J.; SHEID, V. H. B. Tratamentos termoquímicos a plasma em aços carbono, Revista Corrosão e Proteção de Materiais, vol. 25, 2006. p. 92-96.
- 44- BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R.W.K. Steels Microstructure and properties. 3nd ed. Oxford, EUA: Elsevier Ltd, 2006, 344 p.
- 45- LEE, W. S.; SU, T. T.; Mechanical properties and microstructural features of AISI 4340 high-strength alloy steel under quenched and tempered conditions. Journal of Materials Processing Technology, vol. 87, 1997. p. 198-206.
- 46- CARDOSO, A. de S. M. Caracterização mecânica e microestrutural dos aços SAE 4340 e 300M após soldagem a laser e tratamento superficial de nitretação a plasma. 2011. 112p. Dissertação (Mestrado) - Escola de Engenharia, Universidade de São Paulo, Lorena, 2011.
- 47- GUIMARÃES, J. R. C. Conceituação, Cinética e Morfologia da Transformação Martensítica em Aços. Revista Latino-americana de Metalurgia y Materiales, vol.1, n.1, 1981. p. 3-9.
- 48- SANTOS, C. N., Aspectos cristalográficos da transformação martensítica de uma liga fe-27%ni, 2008, 120p. Tese (Doutorado) - Instituto Militar de Engenharia, IME, Rio de Janeiro, 2008.

- 49- DIETER, G. E. Metalurgia Mecânica, Ed. 2, Rio de Janeiro: Guanabara Koogan S.A., 1981, p. 201-203.
- 50- SVERDLIN, A. V.; SVERDLIN, A. R. S. Effects of Alloying Elements on the Heat Treatment of Steel: Effects of alloying elements on Heat Treatment Processing of Iron Carbon Alloys, p.166.
- 51- GROBLACKNER, M. B. Estudo da influência de pequenas concentrações de níquel na temperabilidade do aço SAE 4125. 2013. 55 p. Dissertação (Mestrado) - Escola de Engenharia, Universidade de São Paulo, Lorena, 2013.
- 52- KRAUSS, G. Steels: Heat Treatment and Processing Principles. E. 4, Ohio, ASM International, 1995.
- 53- KRAUSS, G. Steels: Heat Treatment and Processing Principles. Ed, 4, ed. Ohio, ASM International, 1995 (Adaptado por GROBLACKNER, M. B.).
- 54- DOBRZANSKI, L. A. et al, Application of a neural network in modelling of hardenability of constructional steels. Journal of Materials Processing Technology, vol.78, 1998. p. 59-66.
- 55- GROSSMANN, M. A.; BAIN, E. C. Principles of Heat Treatment, 5th ed., American Society for Metals, 1964.
- 56- Definition Relating to Metals and Metalworking, vol. 1, 8th ed., Metals Handbook, American Society for Metals, 1961, p. 20.
- 57- SIEBERT, C. A.; DOANE, D. V.; BREEN, D. H., The Hardenability of Steels Concepts, Metallurgical Influences, and Industrial Applications, American Society for Metals, 1977.
- 58- CHUEN, S. L. K. Estimativa da Temperabilidade do aço SAE 8620 a partir da composição química e do tamanho de grão austenítico. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 1979. 186 p.
- 59- CRAFT & LAMONT, 1944 apud ASTM A 255; BROWNRIGG & PRIOR, 2002; ROSSI & CASTRO, 2003.
- 60- SHEN, Y.; HANSEN, S. S. Effect of the Ti/N Ratio on the Hardenability and Mechanical Properties of a Quenched-and-Tempered C-Mn-B Steel. Metallurgical and Materials Transactions A, volume 28A, Oct. 1997. p. 2027-2035.

- 61- KRAUSS, G. Hardness and Hardenability. In: KRAUSS, G. Steels: Heat Treatment and Processing Principles. 2nd ed. Ohio: ASM International, 1990. Chap. 6, p. 145-178.
- 62- ASM Handbook (Revised vol. 4) Metals Handbook.
- 63- HILDENWALL, B. "Prediction of the Residual Stresses Created during Quenching," Dissertation No. 39, Linköping Studies in Science and Technology, Linköping, Sweden, 1979.
- 64- DUFOUR, J. D. An Introduction to Metallurgy. Ed. 4, Houston-TX, Cooper Cameron Corporation, 2002.
- 65- PHILIP, T. V.; MCCAFFREY, T. J. Ultrahigh-Strength Steels. In: Metals Handbook, vol. 1, Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys, ASM International, 1990. p. 430-448.
- 66- API 6A / ISO 10423 - Specification for Wellhead and Christmas Tree Equipment, 2010.
- 67- Esquema processo soldagem TIG - Produzido por TEMCo's - Tower Electric Motor Company. Disponível em:
http://www.weldingcable.biz/welder_cable_selection. Acessado em: outubro/2015.
- 68- EMÍLIO, W.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. "Soldagem - Processos e Metalurgia"; editora Edgar Blucher Ltda, 1995. p. 60-98- p. 371-386.
- 69- KOU, S. "Welding Metallurgy", John Wiley & Sons; 2002. p. 145-167.
- 70- Welding Handbook. Materials and Applications - Part 2. American Society Welding, vol. 4, 8th edition, USA, 1998. p. 309-315.
- 71- Esquema tocha de soldagem TIG – Produzido por NEPTEL. Disponível em:
<http://www.nptel.ac.in/courses/112107144/34>. Acessado em: outubro/2015.
- 72- MICHAELL, A. B.; BEVER, M. B. Solidification of aluminum-rich aluminum-copper alloys. Transactions of the Metallurgical Society of AIME, 1954. p. 47-56.
- 73- HAMMAR, O.; GRUMBAUM, G. Influence of back diffusion on microsegregation during solidification of low - alloy steel. Scandinavian Journal of Metallurgy, vol.3, 1974. p. 11-20.

- 74- MARTORANO, M. A. Efeitos de algumas variáveis de processo na microssegregação da liga Cu - 8%Sn. 1998. 295p. Tese (Doutorado). Departamento de Eng. Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da USP, São Paulo, Brasil, 1998.
- 75- SURESH, M. V.; VAMSI KRISHNA, B.; VENUGOPAL, P.; PRASAD RAO, K. Effect of pulse frequency in gas tungsten arc welding of powder metallurgical preforms. *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 9, 2004. p. 362-368.
- 76- WANG, S. H.; CHIU, P. K.; YANG, J. R.; FANG, J. Gamma (γ) phase transformation in pulsed GTAW weld metal of duplex stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*, vol. 420, 2006. p. 26-33.
- 77- ASM Metals Handbook: "Welding, Brazing and Soldering", 10th Edition, 1993. v. 6.
- 78- Welding Handbook - Materials Application, Part 2, 8th ed. Miami, 1998. v. 4.
- 79- Welding Handbook - Materials Application, vol. Part 1, 8th ed. Miami, 1998. v. 3.
- 80- PHILLIPS, A. L. *Welding Handbook: Special Welding Processes and Cutting*. London: American Welding Society, 1965. v. 3.
- 81- ELIAS, M. de S. Avaliação Metalúrgica da Soldagem de Revestimento Inox Austenítico sobre aço SAE 4130. 2013. 125 p. Dissertação (Mestrado) - Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, Rio de Janeiro, 2013.
- 82- PALANI, P. K.; MURUGAN, N. Sensitivity analysis for process parameters in cladding of stainless steel by flux cored arc welding. *Journal of Manufacturing Processes*, n. 2. vol. 8, 2006. p. 90-100.
- 83- MURUGAN, N; PARMAR, R. S. Stainless steel cladding deposited by automatic gas metal arc welding. *Welding Journal*, vol. 76, 1997. p. 391s-403s.
- 84- GOMES, J. H. F. Análise e otimização da soldagem de revestimento de chapas de aço ABNT 1020 utilização de arame tubular inoxidável austenítico. 2010. 120 p. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de Itajubá, Itajubá, 2010.
- 85- KANNAN, T.; MURUGAN, N. Effect of flux cored arc welding process parameters on duplex stainless steel clad quality. *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 176, n. 1-3, 2006. p. 230-239.

- 86- SHAHI, A. S; PANDEY, S. Prediction of dilution in GMA and UGMA stainless steel single layer cladding using response surface methodology. *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 11, n. 6, 2006. p. 634-640.
- 87- KEJELIN, N. Z. Influência dos Parâmetros de Soldagem na Formação de Zonas Parcialmente Diluídas em Soldas de Metais Dissimilares; Dissertação M. Sc., Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, SC, Brasil, 2006.
- 88- KEJELIN N, Z.; BUSHHINELLI, A.J.A; POPE, A. M. "Effects of welding parameters on the Partially Diluted Zones Formation at Dissimilar Metal Welds". In: Anais do 18th International Congress of Mechanical Engineering - COBEM: November; Ouro Preto. 2005.
- 89- MOUGO, A. L.; ALCANTARA, A. C. M.; MOTA, C. A. M.; SANTOS, M. W. B. Caracterização Microestrutural de uma Superliga de níquel Depositada pelos Processos GMAW e GMAW com Arame Frio em Chapas e Dutos de Aço Carbono. In: Consolda 2011; Natal - RN - Brasil. 2011.
- 90- SILVA, M.; OLIVEIRA, W. C.; MACIEL, T. M.; SANTOS, M. A. Caracterização de Solda de Revestimento de AWS 317L Depositados por GMAW para Uso na Indústria do Petróleo. Soldagem e Inspeção - São Paulo, 2010.
- 91- GOULD, E.K. Development of Constitution Diagram for Dissimilar Metal Welds in Nickel Alloys and Carbon and Low Alloy Steels. Ohio: The Ohio State University, 2010.
- 92- KOU, S. K. Fusion-Boundary Macrosegregation in Dissimilar-Filler Welds. *Welding Journal*, Miami 2007, p. 86.
- 93- DUPONT, J. N.; KUSKO, C. S. Technical Note: Martensitic Formation in Austenite/Ferritic Dissimilar Alloy Welds. *Welding Journal*, 2007. p. 51-54.
- 94- SAVAGE, W.F.; NIPPES, E. F.; SZEKERES, E. S. A Study of Fusion Boundary Phenomena in Low Alloy Steel. *Welding Journal* 1976, p. 55.
- 95- LUNDIN, C.D. Dissimilar Metal Welds - Transition Joints Literature Review. *Welding Journal*, 1982. p. 58-62.
- 96- BEAUGRAND, V. C. M.; SMITH, L. S.; GITTO, M. F. (2009). Hydrogen Embrittlement of 8630M/625 Subsea Dissimilar Joints: Factors that Influence the

- Performance. 28th International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering, OMAE, Honolulu, Hawaii, 2009.
- 97- COLPAERT, H. *Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns*, Ed. 4. São Paulo, 2008, p. 1-652.
- 98- HULKA, K.; HEISTERKAMP, F., "Weldability Considerations in the Development of Structural Steels," *HSLA Steels China Science & Technology*, 1995. p. 543-551.
- 99- RAMÍREZ, M. F. G. Influência da Microestrutura nas Propriedades Mecânicas e na Fragilização por Hidrogênio em um Aço Microligado. 2012. 160 p. Tese (Doutorado) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, 2012.
- 100- YU, X.; CARON, J. L.; BABU, S. S.; LIPPOLD, J. C.; ISHEIM, D.; SEIDMAN, D. N.. "Characterization of microstructural strengthening in the heat-affected zone of a blast resistant naval steel," *Acta Materialia*, no. 17, vol. 58, 2010. p. 5596-5609.
- 101- AHMED, K.; KRISHNAN, J. Post-Weld Heat Treatment - Case Studies. International Symposium, Thermal Spray. Mumbai, India, 2002.
- 102- STANDARD Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products: A370, American Society for Testing and Materials. 2014.
- 103- NACE MR 0175 - ISO 15156 - Petroleum and natural gas industries - Materials for use in H₂S - containing Environments in oil and gas production, International Standard, 2009.
- 104- STANDARD Hardness conversion Tables for Metals: E140, American Society for Testing and Materials. 1997.