

Gustavo Ometto Lambertucci

**ESTUDO DE SOLDABILIDADE DE JUNTAS
DISSIMILARES DE UM AÇO ARBL E UMA
SUPERLIGA À BASE DE FERRO ENDURECÍVEL POR
PRECIPITAÇÃO.**

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

Março/2013

Gustavo Ometto Lambertucci

**ESTUDO DE SOLDABILIDADE DE JUNTAS
DISSIMILARES DE UM AÇO ARBL E UMA
SUPERLIGA À BASE DE FERRO ENDURECÍVEL POR
PRECIPITAÇÃO.**

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:
Msc. André de Albuquerque Vicente

São Paulo

Março/2013

*"A mente que se abre a uma nova ideia
jamais voltará ao seu tamanho original."*

- Albert Einstein

DEDICATÓRIA

*Dedico este trabalho a todos que acreditaram e me apoiaram,
de alguma forma, para a realização deste trabalho.*

AGRADECIMENTOS

- Ao meu orientador, Prof. André de Albuquerque Vicente, pelo bom encaminhamento deste trabalho, apoio técnico e científico e pelo fornecimento dos consumíveis, tornando possível a realização deste trabalho.
- Ao Prof. Dr. Sérgio Duarte Brandi, pelas sugestões de ensaios, apoio técnico e científico.
- Ao laboratório Grupo Labmat, pela realização dos ensaios de tração, dobramento e dureza e em especial o Eng. Fernando Lescovar Neto, pelo apoio técnico.
- À NG Metalúrgica, pela disponibilidade do laboratório de soldagem e realização da usinagem dos corpos de prova.
- Ao Sr. Marcelo Aparecido Zambianco, por realizar o processo de soldagem das chapas de teste.
- À Metalferr Caldeiraria, pelo fornecimentos dos materiais.
- Aos amigos Bruno Melloto, Alexandre Togni, Francisco Carlos Araújo e Marcelo Avellar, que contribuíram muito para a realização deste trabalho.
- À minha família pelo grande apoio para a realização deste trabalho.

CURRICULUM VITAE

Gustavo Ometto Lambertucci

Formação Acadêmica:

Graduação em Engenharia Mecânica, EEP - Escola de Engenharia de Piracicaba,
Concluído em Dez/2010.

Experiência Profissional:

Cargo: Engenheiro de Processos de Soldagem Júnior

Empresa: NG Metalúrgica

Período: Desde Setembro de 2012

Principais atividades: Elaboração de EPS, RQPS, CQS, IEIS, Planos de Soldagem e Mapas de Juntas; Controle de Lista de Soldadores Qualificados, Lista de EPS's, Desempenho de Soldadores, entre outros documentos; Desenvolvimento de processos.

Cargo: Auxiliar de inspetor de qualidade

Empresa: Metalfer Caldeiraria Ltda

Período: Setembro de 2009 à Setembro de 2012

Principais atividades: Acompanhamento de montagem de equipamentos, inspeções de clientes, ensaios não-destrutivos, visual e dimensional; Análise de não-conformidades; Responsável pela documentação técnica (databook) de equipamentos (Tanques e Vigas de Transformadores de Energia, Baterias de mineração e Vasos de pressão); Controle de qualificações de soldadores, procedimentos e especificações de soldagem; Controle de calibração de ferramentas de medição e máquinas de solda; Implantação de procedimentos de qualidade; Auditoria Interna.

RESUMO

A soldagem de juntas dissimilares entre um aço de alta resistência e baixa liga (ARBL) e uma superliga à base de ferro endurecível por precipitação objetiva, como é usual em todas as soldagens dissimilares, propriedades mecânicas similares ou melhores àquelas do metal base com menor resistência mecânica. Desta forma, deve-se estudar qual o consumível, bem como o processo de soldagem, para obtenção das propriedades mecânicas otimizadas na junta soldada.

Neste trabalho, utilizou-se dois consumíveis de soldagem, sendo eles o ER110S-1 e o ERNiCrMo-3, em juntas dissimilares de aço USI SAR 80 T, considerado um ARBL, com o aço ASTM A453 Grau 660, considerado uma superliga à base de ferro endurecível por precipitação, soldados com o processo GTAW.

Foram realizados ensaios Tekken para a verificação de ocorrência de trincas à frio no USI SAR 80 T, utilizando os dois consumíveis, além de ensaios de tração, dobramento e dureza da junta dissimilar utilizando os dois consumíveis. Não observou-se nenhuma trinca à frio no ensaio Tekken.

Os resultados dos ensaios de tração utilizando-se o consumível de soldagem ERNiCrMo-3 apresentaram resultados superiores àqueles obtidos utilizando-se o consumível de soldagem ER110S-1, porém ainda abaixo daqueles do metal base com menor resistência mecânica.

Nos ensaios de dobramento das juntas soldadas utilizando-se o consumível de soldagem ERNiCrMo-3, dois corpos de prova escorregaram e não dobraram o centro da solda, e dois romperam entre o centro e a margem da solda. Já nos ensaios de dobramento das juntas soldadas utilizando-se o consumível de soldagem ER110S-1, todos os corpos de prova romperam no início do dobramento, caracterizando-se em fratura frágil acompanhando a zona afetada pelo calor do lado da superliga à base de ferro endurecível por precipitação.

Os ensaios de dureza da junta soldada utilizando-se ambos os consumíveis, evidenciaram a baixa dureza na ZAC da superliga à base de ferro endurecível por precipitação, exatamente na região onde ocorreram as fraturas.

Palavras-chave: ARBL. Superliga à base de ferro endurecível por precipitação, TIG. GTAW.

ABSTRACT

The welding of dissimilar joints between high strength low alloy steel (HSLA) with phase hardening iron based superalloy must have mechanical properties at least higher than that of metal with lower mechanical resistance. Must be studied the ideal consumable to be used to ensure the mechanical properties of the joint. In this work it was studied the weldability and the effects of the use of two types of consumables, ER110S-1 and ERNiCrMo-3, in dissimilar joints of the steel USI SAR 80 T, considered a HSLA, with ASTM A456 Gr 660, considered a phase hardening iron based superalloy, welded using the GTAW process.

Tekken tests were conducted to verify the occurrence of cold cracks in the weld using the USI SAR 80 T steel and using both consumables, in addition to tensile bending and hardness tests of the dissimilar joint using both consumables. No crack was detected in the Tekken tests, the results of the tensile tests using ERNiCrMo-3 obtained higher values but still below the less resistant metal.

Bending tests using ERNiCrMo-3, two specimens slipped and not bended the welding center of the weld and the other two specimens broken between center and the edge of the weld and all the specimens broke at the start of the bending of the specimens that was used the ER110S-1, characterized in fragile fracture following the heat affected zone of the superaustenitic side.

Hardness tests were conducted on the both welded specimen, which indicated lower hardness of the phase hardening iron based superalloy HAZ exactly where the fracture occurred.

Keywords: HSLA. phase hardening iron based superalloy, TIG. GTAW.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Fluxograma das causas e precauções de ocorrência de trincas no metal de base. [3].....	6
Figura 2 - Fluxograma das causas e precauções de ocorrência de trincas no metal de solda. [3].....	7
Figura 3 - Esquema de solubilidade do hidrogênio no metal de solda. [6]	9
Figura 4 - Corte longitudinal de um cordão de solda a arco com eletrodo revestido, ilustrando o mecanismo de migração do hidrogênio à zona afetada termicamente. [17].....	10
Figura 5 - Comparação da resistência à tração com entalhe dos aços contendo hidrogênio durante o resfriamento. [6]	12
Figura 6 - Corpo de prova para ensaio Tekken. [10]	14
Figura 7 - Estruturas cristalinas CCC e CFC.....	18
Figura 8 - Diagrama Fe-Cr. [15]	19
Figura 9 - Diagrama Fe - Ni. [5]	20
Figura 10 - Diagrama de Schaeffler. [13]	21
Figura 11 - Diagrama de Schaeffler com demarcação das regiões problemáticas. [13]	22
Figura 12 - Esquemático do processo TIG.	23
Figura 13 - Esquema de equipamentos do processo GTAW.	25
Figura 14 - Dimensões da chapa e do chanfro da solda de teste do ensaio Tekken. [10].....	30
Figura 15 - Soldagem de restrição com o eletrodo nu ER110-S1.....	31
Figura 16 - Soldagem de restrição com o eletrodo nú ERNiCrMo-3.....	31
Figura 17 - Sequência de soldagem do cordão de teste.	33
Figura 18 - Croqui do corte de corpos de prova para análise Tekken.	34
Figura 19 - Chapas de USI SAR 80-T e ASTM A453 Gr 660 montadas para soldagem.	35
Figura 20 - Dimensões do chanfro.....	35
Figura 21 - Dimensões (em mm) dos corpos de prova do ensaio de dobramento....	37
Figura 22 - Dimensões (em mm) dos corpos de prova do ensaio de tração.	37
Figura 23 - Localização dos ensaios de dureza.....	38
Figura 24- Diagrama de Schaeffler utilizando ERNiCrMo-3.....	39
Figura 25 - Diagrama de Schaeffler utilizando ER110S-1.	40
Figura 26 - CP1 Ensaio Tekken utilizando ER110S-1.....	41
Figura 27 - CP2 Ensaio Tekken utilizando ER110S-1.....	41
Figura 28 - CP3 Ensaio Tekken utilizando ER110S-1.....	41
Figura 29 - CP4 Ensaio Tekken utilizando ER110S-1.....	42
Figura 30 - Trinca de solidificação utilizando-se ERNiCrMo-3.	42
Figura 31 - CP1 Ensaio Tekken utilizando ERNiCrMo-3.	43
Figura 32 - CP2 Ensaio Tekken utilizando ERNiCrMo-3.	43
Figura 33 - CP3 Ensaio Tekken utilizando ERNiCrMo-3.	43
Figura 34 - CP4 Ensaio Tekken utilizando ERNiCrMo-3.	44
Figura 35 - CP1 do ensaio de tração utilizando ER110S-1.....	45
Figura 36 - Figura 31 - CP2 do ensaio de tração utilizando ER110S-1.....	45
Figura 37 - CP1 do ensaio de tração utilizando ERNiCrMo-3.....	46
Figura 38 - CP2 do ensaio de tração utilizando ERNiCrMo-3.....	46

Figura 39 - Corpos de prova rompidos após o ensaio de dobramento utilizando ER110S-1.....	47
Figura 40 - Detalhe dos corpos de prova de dobramento do lado da superliga à base de ferro endurecível por precipitação.	48
Figura 41 - Detalhe dos corpos de prova de dobramento do lado do ARBL.....	48
Figura 42 - Detalhe do rompimento dos corpos de prova de dobramento.....	48
Figura 43 - Corpos de prova de dobramento utilizando ERNiCrMo-3.....	49
Figura 44 - Detalhe dos corpos de prova de dobramento soldados com ERNiCrMo-3.	50

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composições químicas de aços ARBL mais comuns. [4, 16].....	3
Tabela 2 - Propriedades mecânicas de aços de ARBL mais comuns. [4, 16].....	3
Tabela 3 - Composições químicas dos ASTM A453 Gr 660 e AISI 904L. [4, 2]	17
Tabela 4 - Propriedades mecânicas dos ASTM A453 Gr 660 e AISI 904L. [4, 2].....	17
Tabela 5 - Características dos gases de proteção utilizados no processo TIG. [17]..	24
Tabela 6 - Parâmetros controlados durante a execução da solda de restrição.....	32
Tabela 7 - Parâmetros controlados durante a execução da solda de teste.	33
Tabela 8 - Parâmetros de soldagem utilizando ER110S-1 de 2,4 mm de diâmetro...	36
Tabela 9 - Parâmetros de soldagem utilizando ERNiCrMo-3 de 3,25 mm de diâmetro.	36
Tabela 10 - Composição química dos metais de base e consumíveis.	39
Tabela 11 - Resultados de ensaio de tração utilizando o consumível ER110S-1.....	45
Tabela 12 - Resultados de ensaio de tração utilizando o consumível ERNiCrMo-3. ..	47
Tabela 13 - Resultados do ensaio de dureza na linha da face utilizando ER110S-1.	51
Tabela 14 - Resultados do ensaio de dureza na linha da raiz utilizando ER110S-1..	51
Tabela 15 - Resultados do ensaio de dureza na linha da face utilizando ERNiCrMo-3.	51
Tabela 16 - Resultados do ensaio de dureza na linha da raiz utilizando ERNiCrMo-3.	52

LISTA DE SÍMBOLOS, SIGLAS E ABREVIATURAS

Ar	Argônio
ARBL	Alta Resistência Baixa Liga
ASM	American Society of Materials
ASME	American Society of Mechanical Engineers
ASTM	American Society For Testing And Materials
AWS	American Welding Society
B	Boro
C	Carbono
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
CE	Carbono Equivalente
CFC	Cúbica de Face Centrada
Cr	Cromo
Cr(eq)	Cromo Equivalente
EPS	Especificação do Procedimento de Soldagem
FCAW	Flux Cored Arc Welding
GMAW	Gas Metal Arc Welding
GTAW	Gas Tungsten Arc Welding
HAZ	Heat Affected Zone
He	Hélio
HSLA	High Stregth – Low Alloy
IIW	International Institute of Welding
LE	Limite de Escoamento
LR	Limite de Resistência
Mn	Manganês
Mo	Molibdênio

MS	Metal de Solda
N	Nitrogênio
Nb	Nióbio
Ni	Níquel
Ni(eq)	Níquel Equivalente
P	Fósforo
S	Enxofre
Si	Silício
SMAW	Shielded Metal Arc Welding
Ti	Titânio
TIG	Tungsten Inert Gas
V	Vanádio
ZAC	Zona Afetada pelo Calor

SUMÁRIO

DEDICATÓRIA.....	ii
AGRADECIMENTOS	iii
CURRICULUM VITAE.....	iv
RESUMO	v
ABSTRACT	vii
LISTA DE FIGURAS.....	viii
LISTA DE TABELAS.....	x
LISTA DE SÍMBOLOS, SIGLAS E ABREVIATURAS	xi
SUMÁRIO.....	xiii
1. INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA.....	1
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	2
2.1 Aços de alta resistência e baixa liga	2
2.1.2 Trincas a frio induzidas por hidrogênio	5
2.1.2.1 Efeito do Teor de Hidrogênio	7
2.1.2.2 Efeito da microestrutura	11
2.1.2.3 Efeito da Temperatura	11
2.1.2.4 Tensões Residuais.....	12
2.1.3 Ensaio Tekken	13
2.2 Superligas:	14
2.3 Aços Inoxidáveis Super Austeníticos	16
2.3.1 Microestrutura	18
2.3.2 Solidificação dos aços superausteníticos	18
2.4 Processo de soldagem TIG (GTAW).....	23
2.4.1 Proteção gasosa.....	23
2.4.2 Metal de adição.....	24
2.4.3 Equipamentos.....	25
2.4.4 Vantagens, limitações e aplicações.....	26
2.4.4.1 Vantagens:.....	26
2.4.4.2 Limitações:.....	26
2.4.4.3 Aplicações:	27
3. OBJETIVOS	28
4. MATERIAIS E MÉTODOS	29
4.1 Corte e confecção dos corpos de prova	29
4.2 Montagem e soldagem das chapas para ensaio Tekken	30
4.2.2 Execução das soldagens de teste	32
4.2.3 - Remoção dos corpos de provas.....	33
4.3 Soldagem das chapas de teste para ensaios mecânicos	34
4.3.1 Remoção dos corpos de prova pra ensaios mecânicos.	36
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	39
5.1 Ensaio Tekken.....	40
5.1.1 Utilizando ER110S-1	41
5.1.2 Utilizando ERNiCrMo-3	42
5.2 Ensaio de Tração.....	44
5.2.1 Utilizando ER110S-1	44
5.2.2 Utilizando ERNiCrMo-3.....	46

5.3 Ensaio de Dobramento	47
5.2.1 Utilizando ER110S-1	47
5.2.2 Utilizando ERNiCrMo-3.....	49
5.4 Ensaio de Dureza	50
5.4.1 Utilizando ER110S-1	50
5.4.1 Utilizando ERNiCrMo-3.....	51
6. CONCLUSÕES.....	53
7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	54
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	55

1. INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA.

A grande concorrência entre empresas tem forçado o desenvolvimento de novas tecnologias para aumentar a produtividade e melhorar a qualidade dos equipamentos com o menor custo possível, objetivando-se a maximização do lucro final.

Devido a estas necessidades, os equipamentos precisam ser menores e mais eficazes. Desta forma, existe a demanda para materiais que apresentem melhores propriedades físicas, químicas e mecânicas. Destacam-se, entre estes materiais, os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) e as superligas à base de ferro endurecíveis por precipitação.

Em alguns equipamentos como, por exemplo, transformadores de energia especiais, há a necessidade da soldagem dissimilar destes materiais

Neste trabalho, utilizou-se dois consumíveis de soldagem, sendo eles o ER110S-1 e o ERNiCrMo-3, em juntas dissimilares de aço USI SAR 80 T, considerado um ARBL, com o aço ASTM A453 Grau 660, considerado uma superliga à base de ferro endurecível por precipitação, soldados com o processo GTAW.

Realizou-se ensaios Tekken para a verificação de ocorrência de trincas à frio no USI SAR 80 T, utilizando os dois consumíveis, além de ensaios de tração, dobramento e dureza das juntas dissimilares utilizando-se ambos os consumíveis de soldagem ER110S-1 e o ERNiCrMo-3.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.

2.1 Aços de alta resistência e baixa liga

Os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) foram desenvolvidos pela indústria do aço para atender a demanda do mercado que cada vez mais necessita de materiais com propriedades mecânicas diferenciadas.

Em equipamentos de tamanho limitado como, por exemplo, uma tubulação de fluídos, a possibilidade de aumentar-se a pressão de trabalho e utilizar materiais com alta resistência mantendo-se assim as dimensões originais de projeto, ou até a possibilidade de utilizar tubos de menores diâmetros e menores espessuras de parede, é muito interessante.

Desta forma, os aços ARBL, têm sido utilizados na fabricação de tubulações de petróleo e gás, peças automotivas, estruturas offshore, aplicações navais, guindastes, vagões de trem e estruturas civis.

Esta família de aços apresenta baixo teor de carbono e microadições de elementos de liga que combinados com os tratamentos termomecânicos (têmpera e revenimento) são responsáveis por melhorar as propriedades mecânicas e, em alguns casos, a resistência à corrosão. Estas microadições são geralmente de Nb, Ti e/ou V que se combinam com C e N para formar carbonetos e nitretos ou um complexo destes precipitados, os carbonitretos, que influenciam no refino de grão e no endurecimento por precipitação.

As tabelas 1 e 2 apresentam as composições químicas e as propriedades mecânicas de alguns aços de alta resistência e baixa liga (ARBL):

Tabela 1 - Composições químicas de aços ARBL mais comuns. [4, 16]

Material	%C	%Mn	%Si	%P	%S	%Cr	%Mo	%V	%B	%Nb	%Ti
USI-SAR 80T	0,19	0,6 a 1,2	0,55	0,03	0,03	0,4 a 1,0	0,25 a 0,60	(1)	0,006	(1)	-
ASTM A 514 Gr. B	0,12 a 0,21	0,70 a 1,10	0,20 a 0,35	0,35	0,04	0,4 a 0,65	0,15 a 0,25	0,03 a 0,08	0,0005 a 0,005	-	0,01 a 0,03
ASTM A 543 Gr. B	0,23	0,4	0,2 a 0,4	0,02	0,02	1,5 a 2,0	0,45 a 0,60	0,03	-	-	-
ASTM A 678 Gr. D	0,22	1,15 a 1,50	0,15 a 0,50	0,04	0,05	-	-	0,04 a 0,011	-	-	-

Nota 1: Nb + V ≤ 0,15%.

Tabela 2 - Propriedades mecânicas de aços de ARBL mais comuns. [4, 16]

Material	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência à Tração (MPa)	Alongamento Mínimo (%)
USI-SAR 80T	700	760 - 950	16
ASTM A 514 Gr. B	690	760 - 895	18
ASTM A 543 Gr. B	485 - 585	620 - 760	14
ASTM A 678 Gr. D	515	620 - 760	18

Em geral, os elementos de liga mais utilizados são:

Vanádio (V): Maior solubilidade no aço. Precipita a temperaturas relativamente baixas. Maior contribuição nas propriedades através do endurecimento por precipitação, devido à formação de precipitados do tipo V(C,N) extremamente

finos e dispersos. As adições de V situam-se numa faixa de 0,03 a 0,1%. O vanádio também melhora a tenacidade pela estabilização do nitrogênio dissolvido, o qual na fusão do aço em forno elétrico pode chegar a 0,012% N. [14]

Titânio (Ti): Este elemento possui maior afinidade por C e N, tendo uma baixa solubilidade e, conseqüentemente, uma temperatura muito elevada de solubilização. A partir disso, deduz-se que é forte controlador de tamanho de grão a alta temperatura. Pode haver refino de grão e endurecimento por precipitação, dependendo do percentual utilizado. Em composições maiores que 0,05%, carbonetos de Ti exercem um efeito de endurecimento. Entretanto, o Ti é usado comercialmente para retardar o crescimento do grão austenítico, aumentando a tenacidade. O titânio encontra-se em concentrações de 0,01 a 0,02%. [14]

O titânio é um elemento de liga econômico e efetivo. Partículas de TiN podem, eficientemente, prevenir o crescimento de grão austenítico durante o reaquecimento e a laminação à quente e solucionar o problema de crescimento de grãos na zona afetada pelo calor devido a sua alta temperatura de solubilização. [14]

Nióbio (Nb): Pode ser comparado ao Ti em alguns aspectos, porém seus compostos possuem solubilidade maior que aqueles formados pelo titânio. Formam-se no campo austenítico, normalmente, na forma de carbonitretos de nióbio finamente dispersos. O Nb pode produzir um forte efeito de endurecimento por precipitação. Sua principal contribuição nas propriedades dá-se pela precipitação dos carbonitretos de nióbio acima da temperatura de transformação, retardando a recristalização da austenita, e promovendo uma microestrutura de grãos finos. O refino do grão promove aumento da resistência e da tenacidade. As concentrações variam de 0,020 a 0,1% Nb. [14]

O nióbio endurece aços ARBL de duas maneiras. Primeiramente, retarda a recristalização da austenita durante a laminação a quente a qual conduz ferrita refinada em transformação. Em segundo lugar, precipita endurecendo a ferrita resultante. Ambos mecanismos são influenciados pela composição do aço e pelo tratamento termomecânico.

Comparados com os aços comuns, os aços ARBL apresentam as seguintes vantagens:

- Redução de peso.
- Redução no tempo de produção e fabricação.
- Redução do custo de transporte.
- Melhores propriedades mecânicas.
- Melhor resistência à corrosão atmosférica.

Desvantagens:

- Requerem maiores cuidados durante a fabricação e o processamento mecânico a fim de garantir integridade estrutural.
- Exigem cuidados durante o processo de soldagem.
- Maior custo.

2.1.2 Trincas a frio induzidas por hidrogênio

Entre as descontinuidades causadas pela soldagem nos aços de alta resistência e baixa liga, as trincas à frio induzidas por hidrogênio é a mais incidente e preocupante. O termo 'trinca a frio' é devido ao fato destas trincas ocorrerem após a solidificação e o resfriamento da junta soldada, podendo levar horas, dias ou semanas para aparecerem. [3]

A ocorrência desta trinca é consequência de quando se têm um dos seguintes fatores:

- Presença de hidrogênio dissolvido no metal fundido
- Tensões residuais
- Micro estrutura frágil [9]
- Baixa temperatura

O controle destes fatores é de extrema importância para a redução da ocorrência destas trincas.

As figuras 1 e 2 mostram as causas e os métodos de controle e prevenção da ocorrência das trincas a frio induzidas pelo hidrogênio no metal de base e no metal de solda, respectivamente:

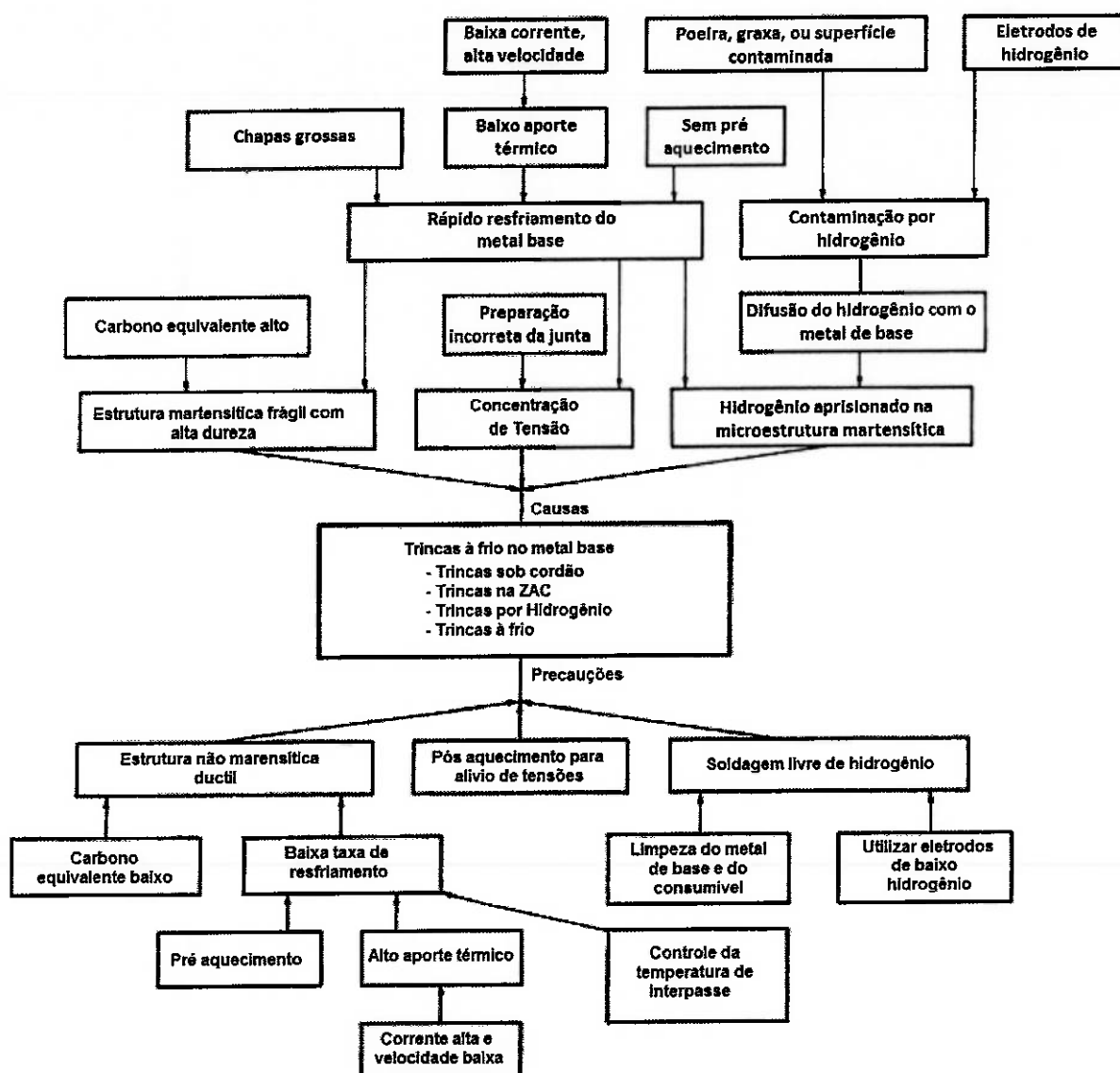


Figura 1 - Fluxograma das causas e precauções de ocorrência de trincas no metal de base . [3]

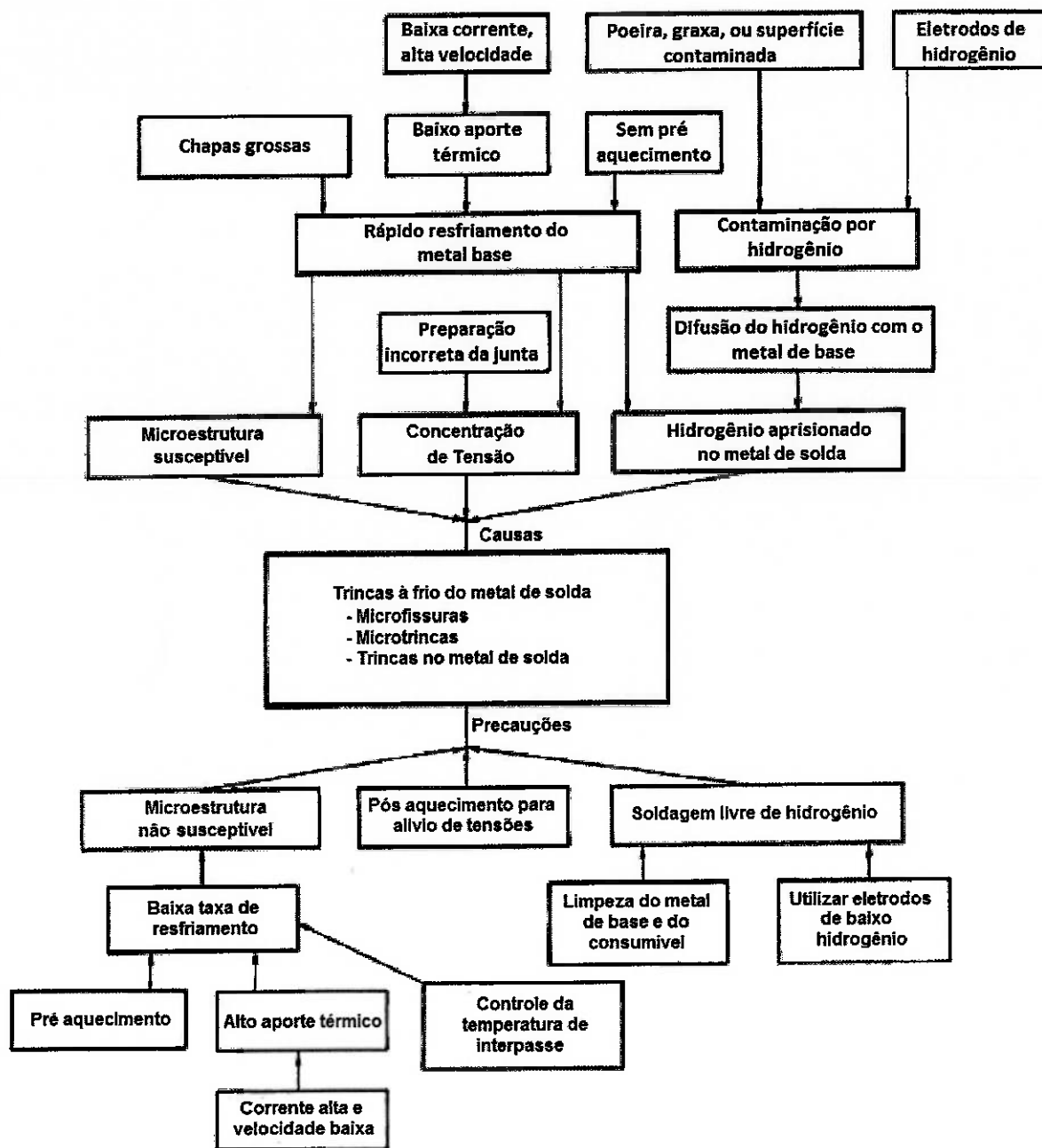


Figura 2 - Fluxograma das causas e precauções de ocorrência de trincas no metal de solda. [3]

2.1.2.1 Efeito do Teor de Hidrogênio

As trincas a frio induzidas por hidrogênio são causadas pelo fenômeno chamado fragilização por hidrogênio, o qual ainda não tem uma explicação totalmente comprovada pois todas são baseadas em dados experimentais.

Entre as teorias que explicam os mecanismos de fragilização por hidrogênio, as mais básicas são:

- **Teoria de Zappfe e Sims:** O hidrogênio é retido nas disjunções do reticulado, provavelmente como moléculas parcialmente ionizadas. Essa retenção é associada ao desenvolvimento de pressão e quando essa pressão excede a resistência elástica do aço, essa disjunção deforma-se formando planos de escorregamento e de clivagem. Com aplicação de tensão externa, esse material rompe mais facilmente. [9]
- **Teoria de Petch:** O hidrogênio absorvido abaixa a energia livre superficial do metal, resultando na diminuição da tensão necessária para ocorrer a fratura. [9]
- **Teoria de Troiano-Orioni:** O mecanismo descrito por Troiano-Orioni propõe que o hidrogênio diminui a energia de coesão entre os átomos do reticulado nos contornos ou interfaces. Essa energia de coesão é diminuída nos locais onde o hidrogênio está mais concentrado. Para Troiano, isso ocorre onde há triaxialidade de tensões. Já, para Orioni, na zona deformada plasticamente, na ponta da trinca. [17]

Na soldagem, devido às altas temperaturas, o hidrogênio dilui facilmente na poça de fusão devido à alta solubilidade do hidrogênio no aço em estado líquido. Entretanto, à medida que a temperatura diminui, também diminui a solubilidade do hidrogênio na zona fundida diminuindo bruscamente quando a temperatura atinge valores em torno de 1700 °C, conforme ilustrado na figura 3, aumentando consequentemente a sua difusibilidade, principalmente quando o aço passa da fase austenita para a fase ferrita. [17]

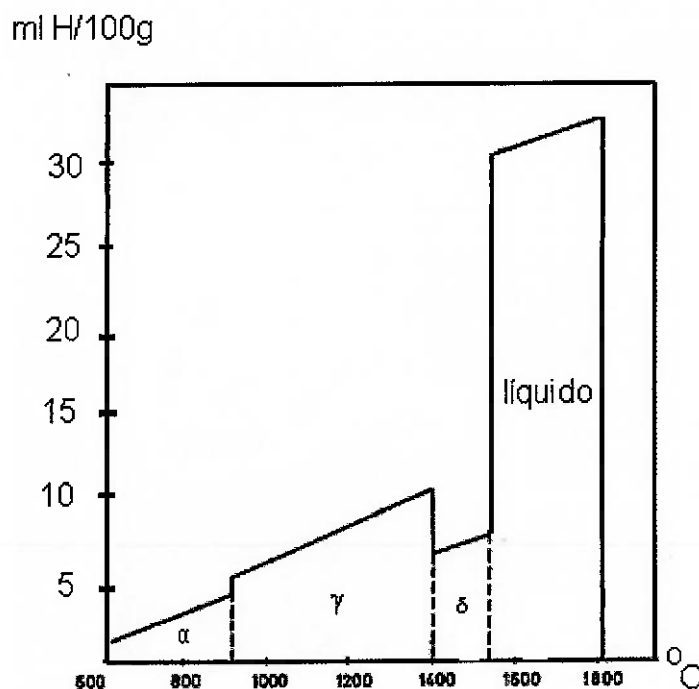


Figura 3 - Esquema de solubilidade do hidrogênio no metal de solda. [6]

Por mais cuidado que se tome durante o processo de soldagem, o hidrogênio contido na atmosfera do arco elétrico oriundo das condições apresentadas nas figuras 1 e 2 mostradas anteriormente, é introduzido na poça de fusão, a qual ao se solidificar, transforma-se em austenita. Durante o resfriamento ocorre a transformação de fase austenita-ferrita (Ponto A) onde cai a solubilidade do hidrogênio e este se difunde para a zona afetada pelo calor que se encontra na fase austenita tendendo a ficar aprisionado nos locais de grande quantidade de discordâncias proporcionando o surgimento das trincas, principalmente se houver têmpera da zona afetada pelo calor resultando na transformação da microestrutura austenita em martensita frágil (ponto B) conforme mostra a figura 4.

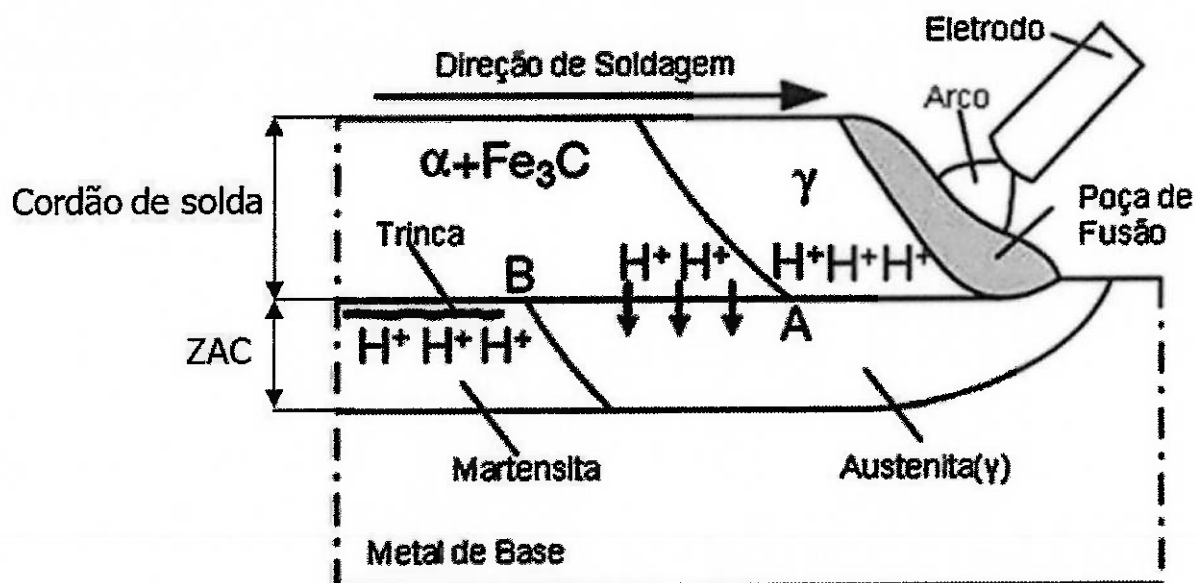


Figura 4 - Corte longitudinal de um cordão de solda a arco com eletrodo revestido, ilustrando o mecanismo de migração do hidrogênio à zona afetada termicamente. [17]

As principais fontes de hidrogênio nos consumíveis de soldagem são: [6]

- Umidade nos revestimentos dos eletrodos, no fluxo para o arco submerso e no fluxo do arame tubular;
- Qualquer outro produto hidrogenado no fluxo ou no revestimento;
- Contaminação de vapor d'água nos gases de proteção para os processos GMAW ou GTAW;
- Contaminação com óleo, sujeiras ou graxa na superfície dos eletrodos;
- Óxidos hidratados na superfície dos arames.

As principais fontes de hidrogênio no metal base são: [6]

- Hidrogênio proveniente do processo de fabricação do aço;
- Óleo, graxa, tinta e sujeira na superfície do metal base;
- Líquidos desengraxantes que deixam resíduos;
- Óxidos hidratados na superfície do metal base.

2.1.2.2 Efeito da microestrutura

Alguns cuidados devem ser tomados na soldagem de um aço ARBL, devido à trincas a frio que podem surgir após a soldagem, principalmente quando ocorre a têmpera da ZAC e formar a microestrutura martensítica que se caracteriza por ter alta dureza e fragilidade que são mais suscetíveis à trincas a frio induzidas por hidrogênio. Por isto, é muito importante tanto na fabricação do aço como posterior soldagem, que o mesmo desenvolva uma microestrutura fina como a chamada ferrita acicular, que é conhecida por aumentar a tenacidade e resistência da solda. [1]

Segundo Coe, para os aços de baixa liga, quanto mais dura for a microestrutura, maior o risco de ocorrência de trincas. Para abaixar o risco de trincas Coe sugere utilizar aços de baixo teor de carbono com adição de elementos de liga (incluindo o Manganês) para reduzir a temperabilidade da ZAC e incluir o uso de cordões de solda largos, chapas finas e preaquecimento para reduzir a taxa de resfriamento da ZAC. [6]

A temperabilidade dos aços é influenciada pela sua composição química. Para avaliar a influência da composição química sobre a temperabilidade e a soldabilidade dos aços, foram desenvolvidas as equações de carbono equivalente (CE), que quanto maior o valor de CE mais temperável será o aço e pior sua soldabilidade.

Dentre as equações de CE, a mais destacada atualmente é a adotada pelo International Institute of Welding (IIW) e é dada pela equação 1:

Equação 1 - Equação de determinação do carbono equivalente (CE)

$$CE = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5} + \frac{\%Ni + \%Cu}{15}$$

2.1.2.3 Efeito da Temperatura

A difusão do hidrogênio na junta soldada, conforme mostra a figura 5, ocorre a temperaturas inferiores a 200 °C, com o seu valor crítico ocorrendo à temperatura ambiente (aproximadamente 30 °C), então é de fundamental importância a aplicação do preaquecimento para que a velocidade de resfriamento da chapa após a

soldagem seja menor possível, reduzindo a quantidade de martensita na ZAC e mantendo a chapa acima de 200 °C por mais tempo para que possa ocorrer o escape de hidrogênio do metal base para a atmosfera. [17, 6]

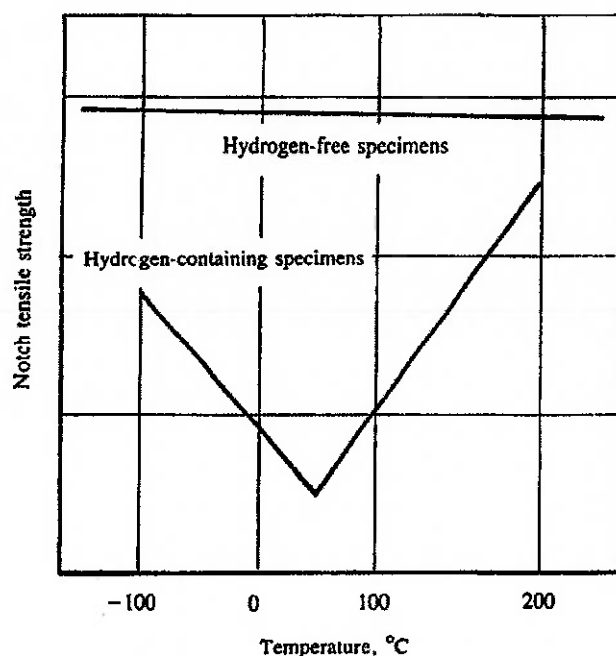


Figura 5 - Comparação da resistência à tração com entalhe dos aços contendo hidrogênio durante o resfriamento. [6]

2.1.2.4 Tensões Residuais

As tensões residuais também causam trincas a frio induzidas pelo hidrogênio. Devido às variações de temperatura ocorridas durante o processo de soldagem, a junta tende a se deformar devido a sua dilatação, de tal maneira que alivie as tensões geradas durante este processo. A restrição desta deformação resulta em tensões residuais acumuladas em sua microestrutura, as quais formam movimentos de discordâncias que provocam a migração do hidrogênio para locais de concentração de deformação como ponta de entalhe ou de trincas, onde acumulam-se. Com a continuidade do resfriamento, o nível crítico de hidrogênio é atingido e a trinca iniciada. Quanto maior o nível de tensão, menor o teor de hidrogênio necessário para a ruptura do material. [19]

Segundo Brandi [17], as tensões residuais são afetadas pelo grau de restrição da junta, quanto maior a espessura, maior o grau de restrição. O tipo de junta

também influi na restrição: uma junta de topo é menos restrita que uma junta de ângulo, que por sua vez é menos restrita que uma junta cruciforme.

Descontinuidades como falta de penetração, falta de fusão e erros na montagem de uma junta, como desalinhamento, podem causar concentrações de tensão que favorecem a ocorrência de trincas a frio induzidas por hidrogênio.

2.1.3 Ensaio Tekken

Dentre os ensaios de soldabilidade desenvolvidos para analisar a suscetibilidade à trinca a frio induzidas por hidrogênio da junta soldada, o ensaio Tekken tornou-se o mais utilizado devido à sua facilidade de elaboração, versatilidade, baixo custo, simplicidade de análise e boa reprodutibilidade.

Este ensaio é baseado na soldagem de um corpo de prova de 200 mm de comprimento por 150 mm de largura e espessura acima de 10 mm, que em uma faixa de 60 mm a partir de cada extremidade é chanfrado em "X", onde é executada a solda de restrição e nos 80 mm internos é chanfrado em "Y", onde é executada a soldagem de teste conforme ilustra a figura 6.

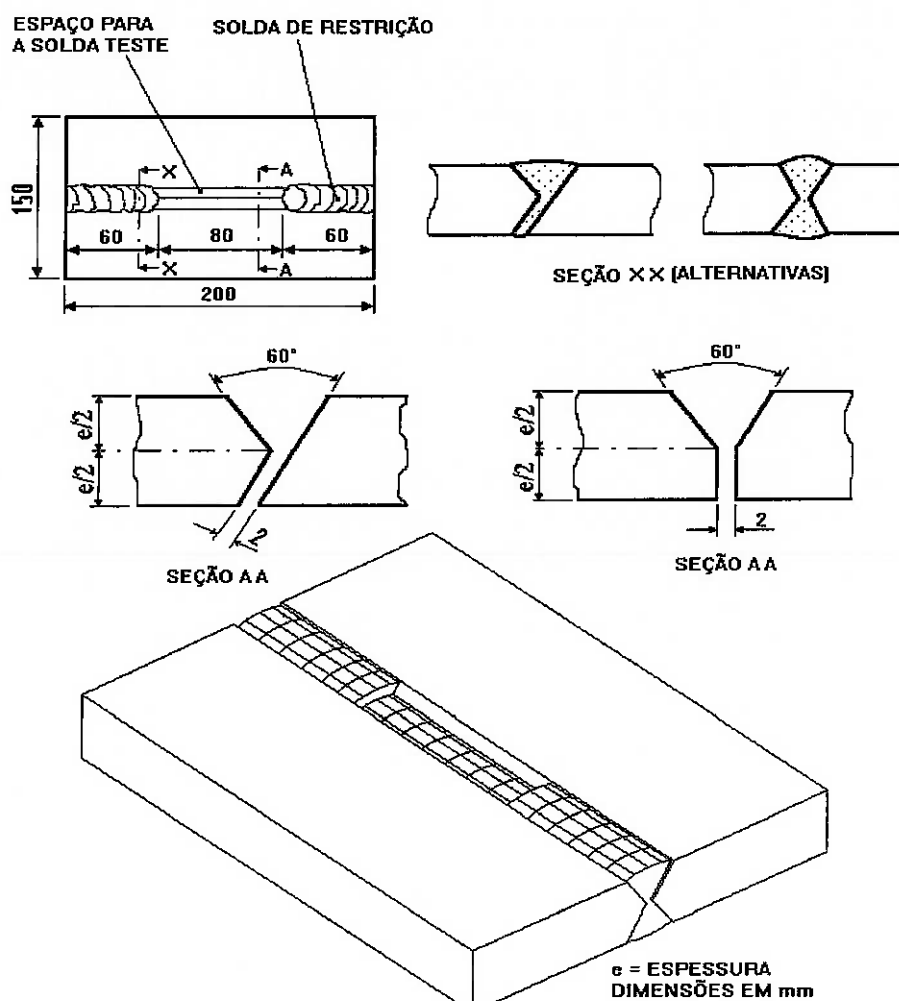


Figura 6 - Corpo de prova para ensaio Tekken. [10]

Após a soldagem do corpo de prova, é verificado se há trincas na face da solda por meio de ensaio visual, líquido penetrante ou partículas magnéticas e também o cordão de solda de teste é seccionado para a realização do ensaio macrográfico para análise de possíveis trincas.

2.2 Superligas:

Simplificadamente, as superligas são ligas que:

1. São ricas em pelo menos um dos elementos de liga: níquel, cobalto, titânio, nióbio e/ou ferro;

2. Mantém estabilidades estrutural, de superfície e de suas propriedades mecânicas em condições críticas como temperaturas elevadas, tensões elevadas e ambientes severos quanto à corrosão.

Esta definição engloba todas as superligas existentes e dá abertura para englobar novos materiais como as ligas intermetálicas.

Dentro desta especificação pode-se classificar os ferros fundidos de alto cromo como superligas. Por muitos anos, os ferros fundidos de alto cromo têm sido usados com sucesso na produção de grelhas e cadinhos de fornos. Certamente estas aplicações exigem ligas com "super" propriedades para resistir à alta temperatura, aos altos esforços e ao ambiente corrosivo gerado pela combustão do coque.

Além disso, vários tipos de ferros fundidos são usados, ainda hoje, na produção de carcaças de turbo compressores de motores Diesel e coletores de escape que operam a temperaturas de até 760 °C. De acordo com a definição de superligas proposta, pode-se concluir que as superligas têm uma longa história de aplicações práticas e que as portas estão abertas para novas ligas.

As superligas apresentam resistência e estabilidade de superfície para temperaturas até 85% dos seus pontos de fusão. Elas são geralmente usadas em temperaturas acima de 540°C. As superligas foram inicialmente desenvolvidas para uso em turbinas de aviões, e seu desenvolvimento nos últimos 50 anos deve-se aos avanços tecnológicos das turbinas a gás.

As primeiras superligas fundidas desenvolvidas nos Estados Unidos foram ligas à base de cobalto. As paletas de turbinas feitas de Vitallium fundido (Co-27Cr-5.5Mo-2.5Ni-0.25C) produzidas pela Austenal Company em 1942 foram uma resposta à sobrecarga da indústria de forjados e aos problemas de forjabilidade das primeiras superligas níquel-cromo-ferro forjadas. Este trabalho levou ao uso de itens fundidos na produção dos primeiros motores por turbinas a gás nos Estados Unidos.

Apesar do conhecimento do envelhecimento por precipitação não havia, ainda, estudos para fluência. A necessidade de materiais com resistência à fluência levou a um melhor conhecimento das relações entre endurecimento por precipitação e fluência desenvolvendo, conseqüentemente, as superligas à base de níquel.

Muitos autores consideram a origem e desenvolvimento das superligas sinônimo do surgimento e desenvolvimento das turbinas para a indústria

aeroespacial. Este não é, entretanto, um quadro correto. Como citado anteriormente o uso de ferros fundidos de alto cromo ocorreu muito antes do advento das turbinas para aviões. Além disso, na Alemanha durante os anos vinte e início dos anos trinta, Wilhelm Rohn produziu várias ligas níquel-ferro-cromo resistentes à corrosão e ao calor em escala de produção usando fusão por indução à vácuo para aumentar a qualidade e melhorar as propriedades das ligas.

Rohn não foi o primeiro a usar o processo de fusão por indução à vácuo. Colby é considerado a primeira pessoa a usar o processo de fundição por indução à vácuo patenteados nos Estados Unidos em 1890. Muito pouco foi acrescentado ao processo criado por Colby para produção nos próximos 20 a 30 anos, quando Rohn e Heraeus Vacuumschmelze da Hanau Germany produziram, utilizando o processo de fusão por indução à vácuo, corridas de ligas resistentes ao calor pesando até 5,5 toneladas. A maior parte das ligas produzidas por Rohn utilizando fusão por indução à vácuo eram processadas a pressões relativamente altas na câmara do forno (aproximadamente 20 torr) devido às limitações das bombas de vácuo da época. Apesar desta desvantagem, Rohn teve sucesso na produção de ligas com melhores propriedades que as ligas concorrentes da época. A técnica de fusão por indução à vácuo deu à Alemanha uma vantagem tecnológica no desenvolvimento de ligas e sistemas de armas no início da segunda guerra mundial.

Nos Estados Unidos e na Inglaterra, os estudos no campo de ligas resistentes à alta temperatura cresceram durante a segunda guerra mundial. Um esforço em pesquisa para explorar ligas binárias, ternárias, quaternárias e sistemas complexos foi iniciado por solicitação da marinha, exército e força aérea americanos. Estes esforços são responsáveis pela criação de uma teoria básica para o subsequente desenvolvimento de ligas comerciais no setor privado. [18]

2.3 Aços Inoxidáveis Super Austeníticos

Os aços inoxidáveis super austeníticos são caracterizados pelos seus altos teores de níquel, tendo uma composição química à base de Fe-Cr-Ni, que apresentam suas microestruturas totalmente austenítica. Estes aços foram desenvolvidos para trabalhar em ambientes altamente corrosivos devido a sua alta

resistência à corrosão por pites, à corrosão localizada e à corrosão galvânica comparados aos aços inoxidáveis austeníticos, além de possuírem melhores propriedades mecânicas. [4, 12]

O foco do desenvolvimento dos aços inoxidáveis superausteníticos sempre foi a aplicação em ambiente agressivos, logo a adição de elementos de liga teve a função de aumentar a resistência a corrosão. O desempenho mecânico dos aços superausteníticos sempre foi deixado em um plano secundário e sua característica comum é uma média tensão de escoamento e alta ductilidade. [11]

Entre os aços inoxidáveis super austeníticos destaca-se o AISI 904L.

As composições químicas dos aços super austeníticos e de superligas à base de ferro são relativamente parecidas, entretanto, as propriedades mecânicas são muito diferentes.

As tabelas 3 e 4 apresentam as composições químicas do aço inoxidável super austenítico ASTM A240 TP 904L e da superliga à base de ferro endurecível por precipitação ASTM A453 Gr 660:

Tabela 3 - Composições químicas dos ASTM A453 Gr 660 e AISI 904L. [4, 2]

Material	%C	%Mn	%Si	%P	%S	%Cr	%Mo	%V	%B	%Nb	%N	%Co	%Ni	%Ti
ASTM A453 Gr 660	0,08	2,00	1,00	0,04	0,03	13,5 a 18,5	1,0 a 1,5	0,1 a 0,5	0,001 a 0,01	-	-	-	24,0 a 27,0	1,9 a 2,35
ASTM A240 TP 904L	0,02	2,00	1,00	0,05	0,04	19,0 a 23,0	4,0 a 5,0	-	-	-	0,10	1,0 a 2,0	23,0 a 28,0	-

Tabela 4 - Propriedades mecânicas dos ASTM A453 Gr 660 e AISI 904L. [4, 2]

Material	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência à Tração (MPa)	Alongamento Mínimo (%)
ASTM A453 Gr 660	585	895	15
AISI 904L	220	490	35

2.3.1 Microestrutura

A estrutura cristalina predominante nos aços inoxidáveis super austeníticos é a cúbica de face centrada (CFC), característica da fase austenita, que propicia uma maior solubilidade em solução sólida dos elementos intersticiais como o Nitrogênio, devido ao maior tamanho dos interstícios em comparação à estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) da ferrita, conforme mostra a figura 7. [15]

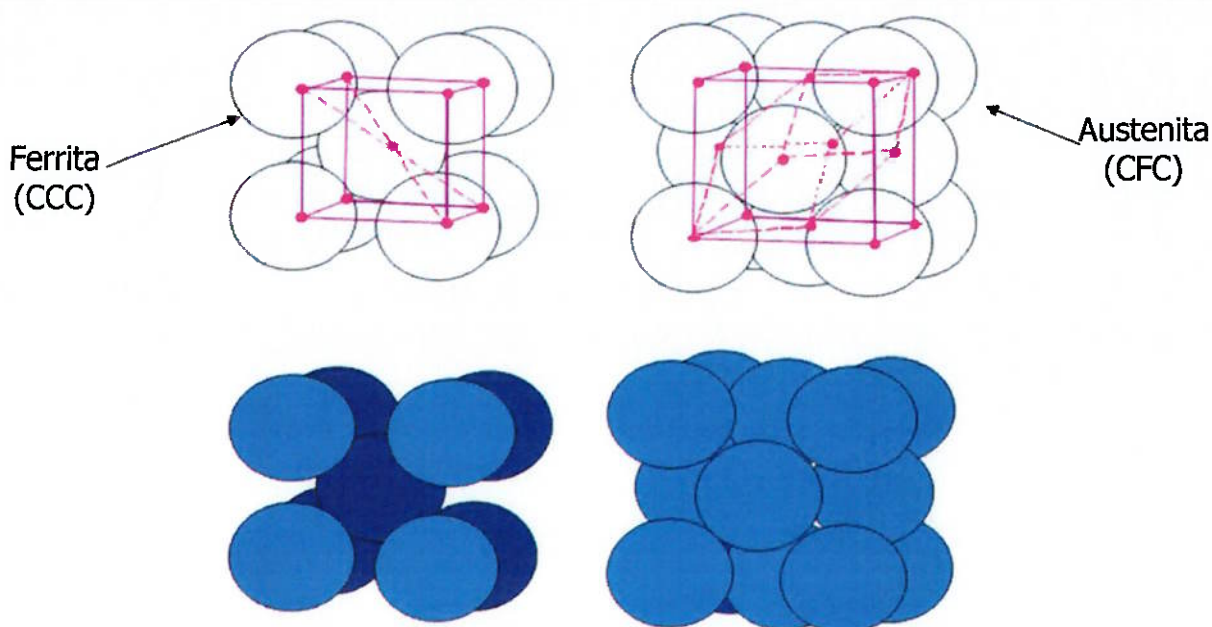


Figura 7 - Estruturas cristalinas CCC e CFC.

2.3.2 Solidificação dos aços superausteníticos

O entendimento dos diagramas de equilíbrio é necessário para prever satisfatoriamente as possíveis reações metalúrgicas que ocorrerão no metal de solda e na zona afetada pelo calor ocorridas durante o processo de solidificação.

A figura 8 apresenta um diagrama de equilíbrio de Ferro-Cromo, o qual mostra que para qualquer concentração de Cromo, a solidificação inicia-se através da ferrita α (CCC) e a fase austenítica aparece apenas em temperaturas elevadas (maiores que 830 °C) e em teores de Cromo até 12,7% em peso, porém, mesmo resfriando

rapidamente a partir deste campo não se tem uma estrutura austenítica estável à temperatura ambiente. Esta evidência comprova que o Cromo é um elemento estabilizador da ferrita. Além do cromo, outros elementos de liga também são estabilizadores da ferrita como o Molibdênio, o Silício, o Nióbio, o Tungstênio e o Titânio, os quais alguns são relacionados na fórmula do cromo equivalente (Cr_{eq}).

Como o cromo é um elemento estabilizador da ferrita, as fases ferrita δ e ferrita α , apresentam o mesmo tipo de estrutura cristalina se caracterizando por CCC. Na soldagem de ligas austeníticas, a ferrita formada pela solidificação é comumente chama de ferrita δ . [13]

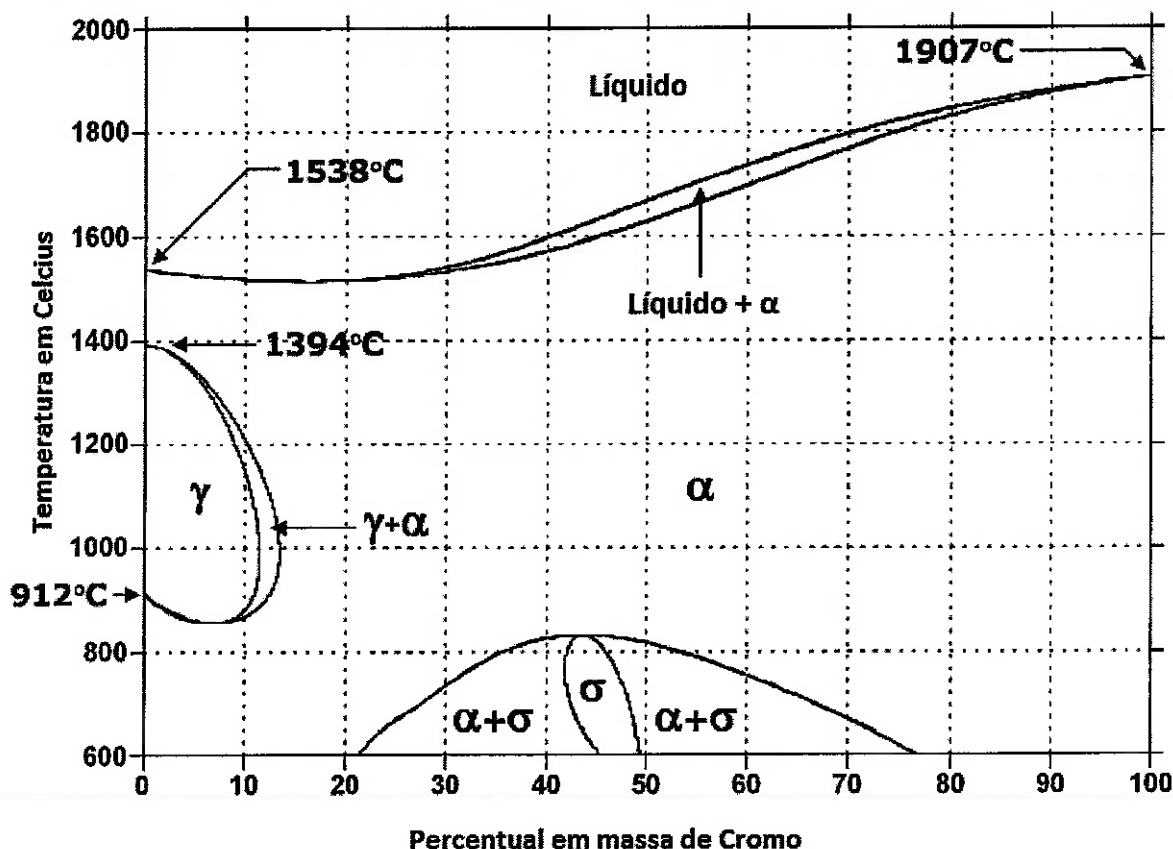


Figura 8 - Diagrama Fe-Cr. [15]

Para promover a estabilização da austenita, o níquel é adicionado na liga, possibilitando a estabilidade microestrutural austenítica à temperatura ambiente conforme evidencia o diagrama de equilíbrio Ferro-Níquel (figura 9). Ao contrário do cromo, o níquel tem uma forte tendência na formação da austenita (fase γ), a partir de 5% de Ni a solidificação não se inicia na fase ferrita δ e sim na fase austenita.

Os elementos austenitizantes que formam a equação do níquel equivalente (Ni_{eq}) são: Níquel, Carbono, Nitrogênio, Manganês e Cobre.

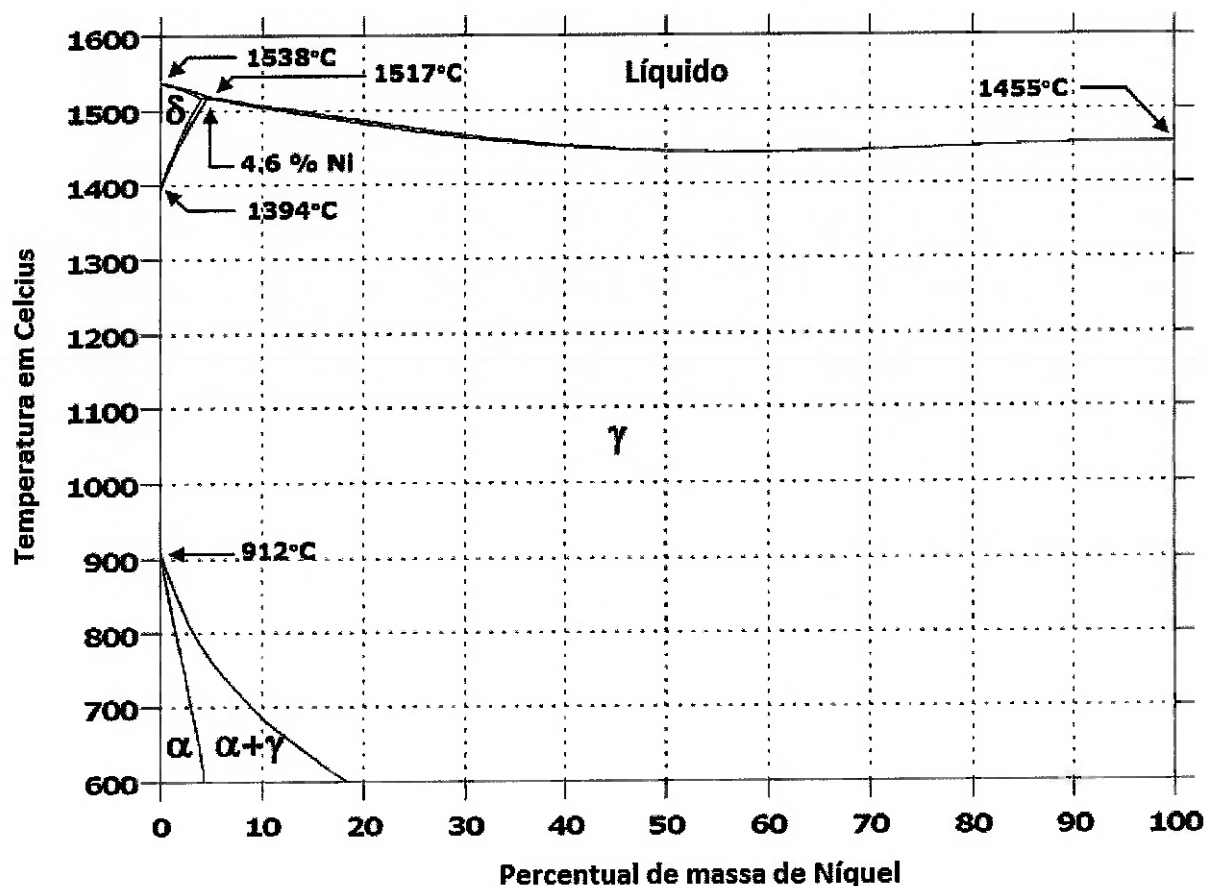


Figura 9 - Diagrama Fe - Ni. [5]

Com o auxílio do diagrama de Schaeffler (figura 10), é possível prever a microestrutura da zona fundida e possíveis defeitos de solidificação com base na composição química dos materiais a serem soldados em conjunto com o metal de adição.

O diagrama de Schaeffler utiliza como referência os níveis de níquel equivalente (Ni_{eq}) e o cromo equivalente (Cr_{eq}). Dependendo dos valores de Ni_{eq} e Cr_{eq} do material, o mesmo irá cair em uma determinada região do diagrama, o qual representa sua característica microestrutural.

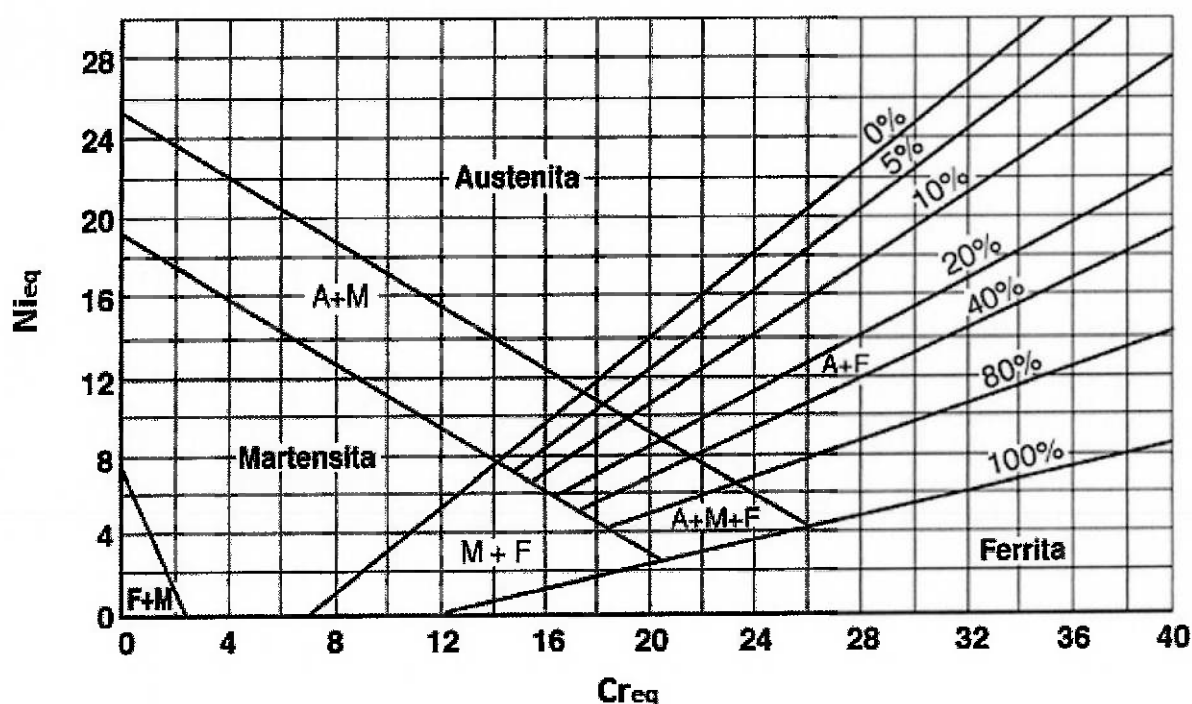


Figura 10 - Diagrama de Schaeffler. [13]

O Ni_{eq} é a soma dos teores de níquel e dos elementos gamagênicos (estabilizadores da austenita), multiplicados pelo fator que expressa sua influência relativamente ao níquel.

Existem várias equações para a determinação do Ni_{eq} , a mais comum utilizada atualmente é a Equação 2:

$$Ni_{eq} = 1\%(Ni) + 0,5\%(Mn) + 30\%(C) + 30\%(N) - \text{Equação 2}$$

Já o Cr_{eq} é a soma dos teores de cromo e dos elementos alfa-gênicos (estabilizadores da ferrita), multiplicados pelo fator que expressa sua influência relativamente ao cromo.

$$Cr_{eq} = 1\%(Cr) + 1\%(Mo) + 1,5\%(Si) + 0,5\%(Nb) - \text{Equação 3}$$

No diagrama de Schaeffler pode-se demarcar regiões que causam problemas característicos. Se a composição química do metal de solda cair em alguma dessas regiões apresentadas na figura 11, tendem a apresentar os problemas

caracterizados. Assim, ao se executar a soldagem deve-se levar em conta primeiramente à prevenção contra o problema associado.

Na região 1 podem ocorrer trincas de solidificação ou perda de ductilidade acima de 1250°C devido a possibilidade de formação de fases segregadas de menor resistência mecânica combinadas com tensões de contração. [13]

Na região 2 podem ocorrer a fragilização por formação de fases intermetálicas após aquecimento entre cerca de 450 e 900°C. [13]

Na região 3 pode ocorrer fragilização por crescimento irreversível de grão. [13]

Na região 4 pode ocorrer fragilização e fissuração à frio da ZAC devido a formação de martensita. [13]

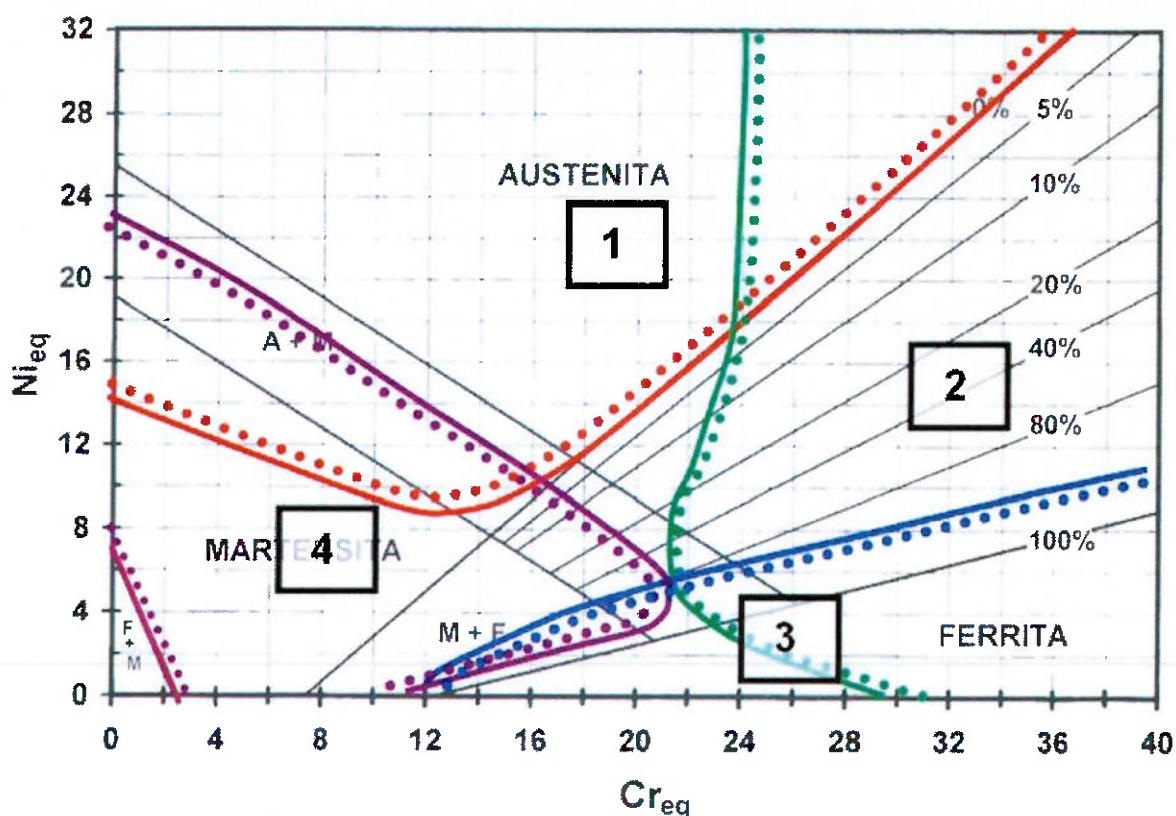


Figura 11 - Diagrama de Schaeffler com demarcação das regiões problemáticas. [13]

2.4 Processo de soldagem TIG (GTAW)

Um dos processos normalmente utilizados na soldagem de juntas dissimilares de aços inoxidáveis super austeníticos e ARBL, dependendo da espessura do material, é o processo TIG (Tungsten Inert Gas), também conhecido como GTAW (Gas Tungsten Arc Metal), por ser um processo que permite controlar de forma mais precisa a energia imposta durante a soldagem.

O processo TIG é o processo de soldagem à arco elétrico mantido entre um eletrodo não consumível de tungstênio ou liga de tungstênio e a junta a soldar. A poça de fusão é protegida através do fluxo de gás inerte. A soldagem pode ser oriunda de um metal de adição ou do caldeamento do metal de base, sem metal de adição. A figura 12 ilustra o esquemático do processo. [17]

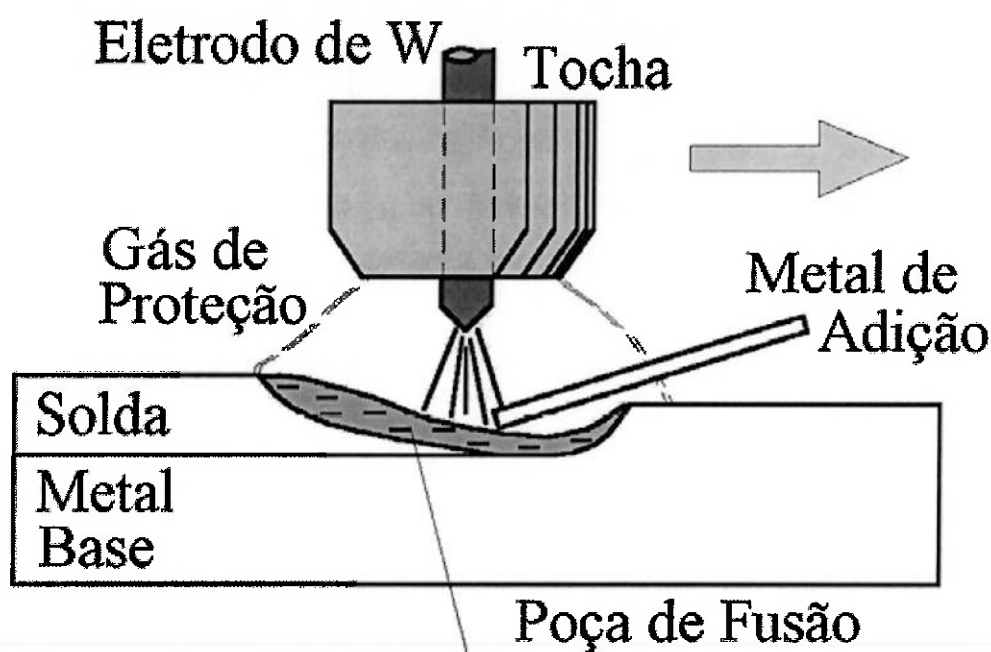


Figura 12 - Esquemático do processo TIG.

2.4.1 Proteção gasosa

A proteção gasosa tem como função proteger a poça de fusão, estabilizar o arco elétrico e transmitir corrente elétrica. Os gases de proteção utilizados pelo processo são: Argônio – Ar, Hélio - He ou a mistura destes dois gases. As características dos dois gases estão representados na tabela 5.

Tabela 5 - Características dos gases de proteção utilizados no processo TIG. [17]

Argônio	Hélio
- Baixa tensão de arco	- Elevada tensão de arco
- Menor penetração	- Maior penetração
- Adequado à soldagem de chapas finas	- Adequado à soldagem de grandes espessuras
- Soldagem manual devido ao pequeno gradiente de tensão	- Soldagem automática
- Maior ação de limpeza	- Menor ação de limpeza
- Arco mais estável	- Arco menos estável
- Fácil abertura do arco	- Dificuldade na abertura do arco
- Utilizado em CC e CA	- Custo elevado
- Custo reduzido	- Vazão para proteção de 2 a 3 vezes maior que argônio
- Vazão para proteção pequena	- Menor resistência à corrente de ar lateral
- Maior resistência à corrente de ar lateral	

2.4.2 Metal de adição

O metal de adição comumente utilizado é o eletrodo nu, em forma de varetas para a aplicação manual ou em forma de arame para a aplicação mecanizada ou automatizada. Normalmente os metais de adição são similares ao metal de base, exceto pelos elementos adicionados especificamente para garantir a soldabilidade. Há uma variedade muito grande de metais de adição, praticamente para todos os tipos de aços presentes no mercado atual.

A escolha do metal de adição deve ser de acordo com o metal de base, de modo a garantir a compatibilidade metalúrgica, propriedades mecânicas (resistência a tração, dureza, tenacidade, etc.) e propriedades químicas (resistência a corrosão).

A AWS classifica os metais de adição para o processo TIG com base nos tipos de aplicação:

A 5.7 - Cobre e ligas de cobre

A 5.9 - Inoxidáveis

A5.10 - Alumínio e ligas

A5.13 - Para revestimento superficial

A5.14 - Níquel e ligas

A5.16 - Titânio e ligas

A5.18 - Aços carbono

A5.19 - Ligas de magnésio

A5.21 - Para revestimento superficial de compostos

A5.24 - Zircônio e ligas

A5.28 - Baixa liga

A5.30 - Para insertos

2.4.3 Equipamentos

Os equipamentos básicos para a soldagem manual pelo processo TIG são mostrado na figura 13.

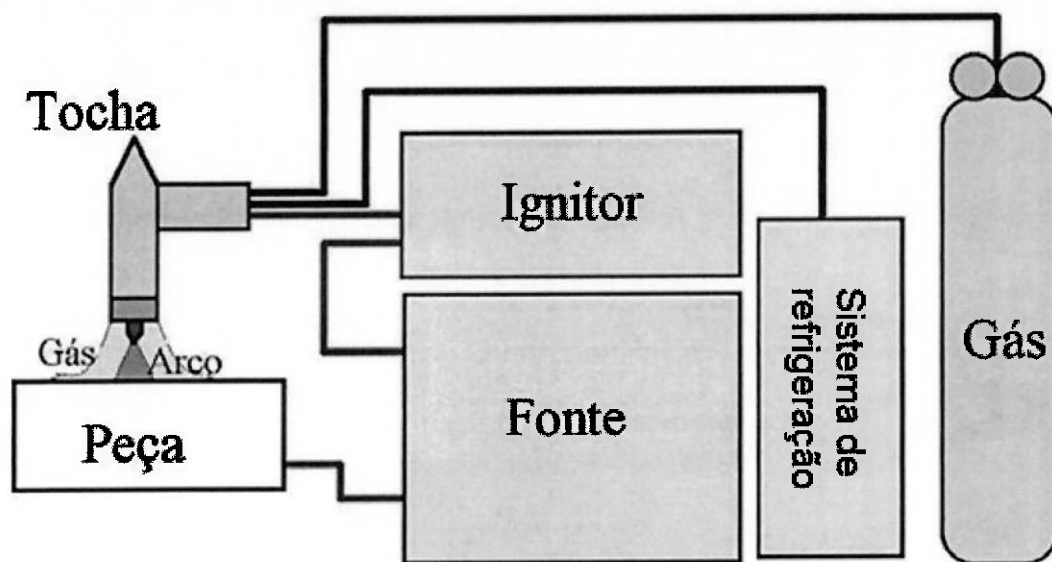


Figura 13 - Esquema de equipamentos do processo GTAW.

Fonte de energia: As fontes são responsáveis por fornecer corrente e tensão para o arco elétrico. As fontes utilizadas pelo processo são do tipo corrente constante, podendo ser um gerador, retificador ou transformador.

Ignitor de alta frequência: Dispositivo facilitador da abertura do arco que gera, superposto à corrente de soldagem, um sinal de alta tensão e de alta frequência, com valores em torno de 3kV e 5kHz, que produz a ionização da coluna de gás entre o eletrodo e a peça, permitindo a abertura do arco com baixas tensões na fonte de soldagem. [13]

Reservatório de gás: Cilindro de gás de proteção com reguladores de pressão e vazão de gás.

Tocha TIG: É o dispositivo que fixa o eletrodo de tungstênio, conduz a corrente elétrica e proporciona a proteção gasosa necessária para o arco elétrico. Quando os parâmetros e a frequência de uso desejado são baixos, pode ser utilizada a tocha sem refrigeração, chamadas de tocha seca, e quando necessita de parâmetros e frequência de uso mais altos, utiliza-se a tocha refrigerada. [17]

Sistema de refrigeração: É o dispositivo de refrigeração da tocha por meio de fluxo de água.

2.4.4 Vantagens, limitações e aplicações

2.4.4.1 Vantagens:

- Excelente controle da poça de fusão;
- Permite soldagem sem o uso de metal de adição;
- Permite mecanização e automação do processo;
- Pode ser usado em quase todos os metais, inclusive juntas dissimilares;
- Produz soldas de alta qualidade e excelente acabamento;
- Gera pouco ou nenhum respingo;
- Permite excelente controle na penetração de passes de raiz;
- Utiliza-se de fontes de energia de baixo custo;
- Controle preciso das variáveis de soldagem;
- Exige pouca ou nenhuma limpeza após a soldagem;
- Permite a soldagem de qualquer posição;

2.4.4.2 Limitações:

- Produtividade relativamente baixa.
- Exige maior habilidade do soldador em comparação com os processos SMAW, GMAW e FCAW;
- Dificuldade de manter a proteção gasosa em ambientes com corrente de vento;

- Pode haver inclusões de tungstênio. Quando haver contato do mesmo com a poça de fusão;
- Baixa tolerância a contaminantes no material de base ou adição;
- Vazamento no sistema de refrigeração pode causar descontinuidades.

2.4.4.3 Aplicações:

- Soldagem de precisão e de elevada qualidade.
- Soldagem de peças de pequenas espessuras e de tubulações de pequeno diâmetro.
- Execução do passe de raiz em tubulações, tanques e vasos.
- Soldagem de ligas especiais, não ferrosas e materiais exóticos.

3. OBJETIVOS

Este trabalho tem como objetivo, estudar a soldabilidade de juntas dissimilares de USI SAR 80 T (ARBL) com ASTM A453 Gr 660 (superliga à base de ferro endurecível por precipitação) utilizando os consumíveis ER110S-1 e ERNiCrMo-3. Para este estudo, utilizou-se o ensaio Tekken para verificação de possíveis trincas à frio no USI SAR 80 T e ensaios de tração, dobramento e dureza, para verificar se as juntas soldadas apresentam propriedades mecânicas similares ou melhores àquelas do metal base com menor resistência mecânica.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

Para o estudo de soldabilidade de juntas dissimilares de aço ARBL e superliga à base de ferro endurecível por precipitação, utilizaram-se como metal de base, chapas de aço USI SAR 80-T e barras chatas de ASTM A453 Gr660, ambas com 10 mm de espessura, doadas pela Metalfer Caldeiraria.

O processo de soldagem escolhido foi o processo TIG devido à pequena espessura dos metais base, além de produzir juntas soldadas com baixo teor de hidrogênio. A máquina de solda utilizada foi a HELIARC 355 AC/DC - ESAB do laboratório de soldagem da NG Metalúrgica e como consumíveis foram escolhidos varetas TIG conforme AWS 5.28 ER110S-1 de 2,4 mm de diâmetro, doados pela Metalfer Caldeiraria, e AWS 5.14 ERNiCrMo-3 de 2,4 mm e 3,25 mm de diâmetro, doados pela Sandvik.

Para avaliação da suscetibilidade à trinca à frio no aço USI SAR 80-T, foram realizadas soldagens de dois corpos de provas Tekken, ambas com o metal de base USI SAR 80-T, porém um conjunto soldado com o consumível ER110S-1 e outro com ERNiCrMo-3.

Para avaliação das propriedades mecânicas das juntas soldadas dissimilares de ASTM A453 Gr 660 com USI SAR 80-T, foram soldados dois conjuntos de corpos de provas com estes materiais dissimilares, sendo que um conjunto foi soldado com o consumível ER110S-1 e outro com ERNiCrMo-3.

4.1 Corte e confecção dos corpos de prova

As chapas de USI SAR 80-T foram cortadas pelo processo de corte à plasma CNC e as barras chatas de ASTM A453 Gr 660 cortadas na serra de fita CNC com fluído de corte.

Os chanfros para o ensaio Tekken foram usinados no centro de usinagem CNC de 5 eixos da NG Metalúrgica para garantir as tolerâncias exigidas. O chanfro da solda de restrição foi feito em duplo V e o chanfro da solda de teste foi feito em Y oblíquo, conforme mostra a figura 14.

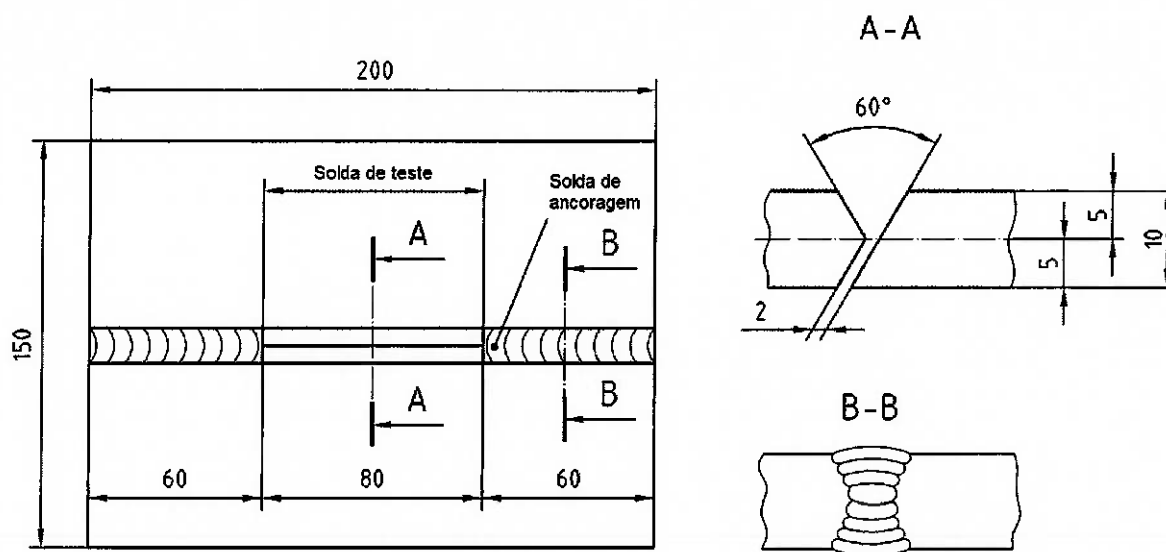


Figura 14 - Dimensões da chapa e do chanfro da solda de teste do ensaio Tekken. [10]

4.2 Montagem e soldagem das chapas para ensaio Tekken

Após a etapa de corte e usinagem, foi utilizada uma lixadeira com disco abrasivo 115x22 granulometria 60 para limpeza de resíduos do chanfro e da margem da solda.

Para realizar a soldagem de restrição das chapas de teste do ensaio Tekken, as chapas foram ponteadas na mesa de forma a não se deformarem durante o processo de soldagem. Para garantir a abertura de raiz de 2,0 mm, foi colocado um eletrodo nu em forma de vareta de 2,4 mm com a ponta levemente lixada.

Após a montagem das chapas, foram montados apêndices para fechamento de arco nas extremidades e realizado a limpeza novamente.

A soldagem de restrição foi executada com os mesmos consumíveis previstos para as soldagens de teste de cada chapa com o intuito da mesma não interferir na composição química da junta soldada de teste, conforme mostram as figuras 15 e 16.



Figura 15 - Soldagem de restrição com o eletrodo nu ER110-S1.

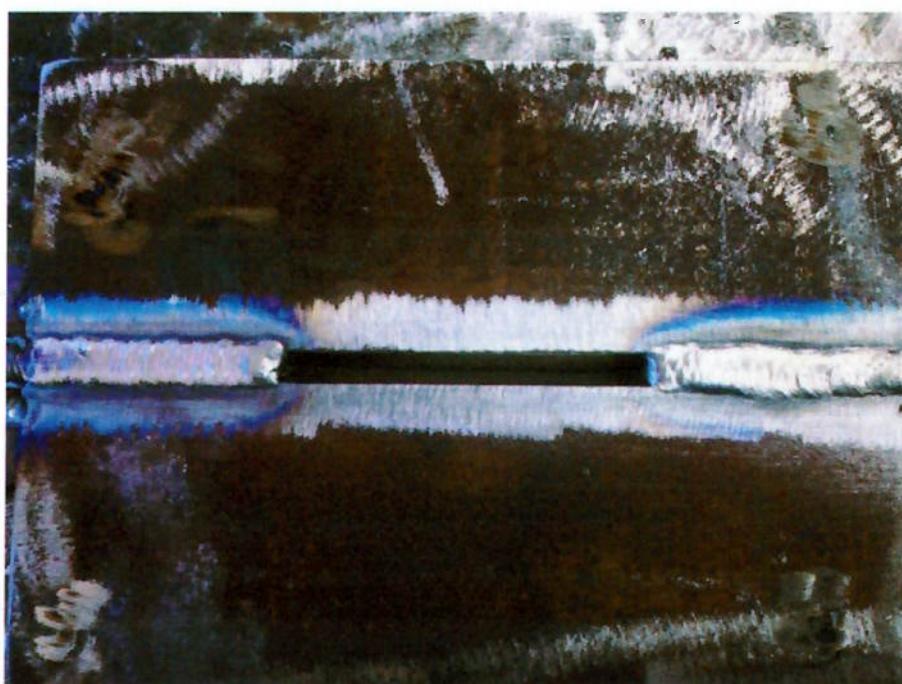


Figura 16 - Soldagem de restrição com o eletrodo nu ERNiCrMo-3.

Para a medição dos parâmetros de soldagem, utilizou-se um termômetro digital infravermelho com mira a laser, um alicate amperímetro digital e um cronômetro devidamente calibrados.

As seguintes variáveis foram controladas para a execução da soldagem de restrição:

Tabela 6 - Parâmetros controlados durante a execução da solda de restrição.

Parâmetros	CP - ERGrNiMo-3	CP - ER110S-1
Pré aquecimento	Temperatura ambiente	Temperatura ambiente
Temperatura de interpasse	Máximo de 125 °C ⁽¹⁾	Máximo de 250 °C
Corrente	172 A	172 A
Tensão	14,8 V	14,8 V
Diâmetro Consumível	Ø2,4mm	Ø2,4mm
Velocidade	15 a 21 cm/min	15 a 17 cm/min

(1) - Foi estipulada temperatura máxima de interpasse 125°C de modo a evitar trincas a quente.

4.2.2 Execução das soldagens de teste

Após a execução das soldas de restrição, foram eliminados todos os dispositivos de fixação e foi ponteadado apenas um lado da chapa, para que a mesma mantivesse-se aterrada e livre para distorcer.

A soldagem foi realizada conforme a norma ISO 17642-2:2005(E), de modo a abrir o arco cerca de 25 mm afastado do centro do chanfro, depositando-se material até entrar no chanfro, completando a solda de teste e saindo com o arco, ainda depositando material, até 25 mm afastado do centro do chanfro, conforme mostra a figura 17.

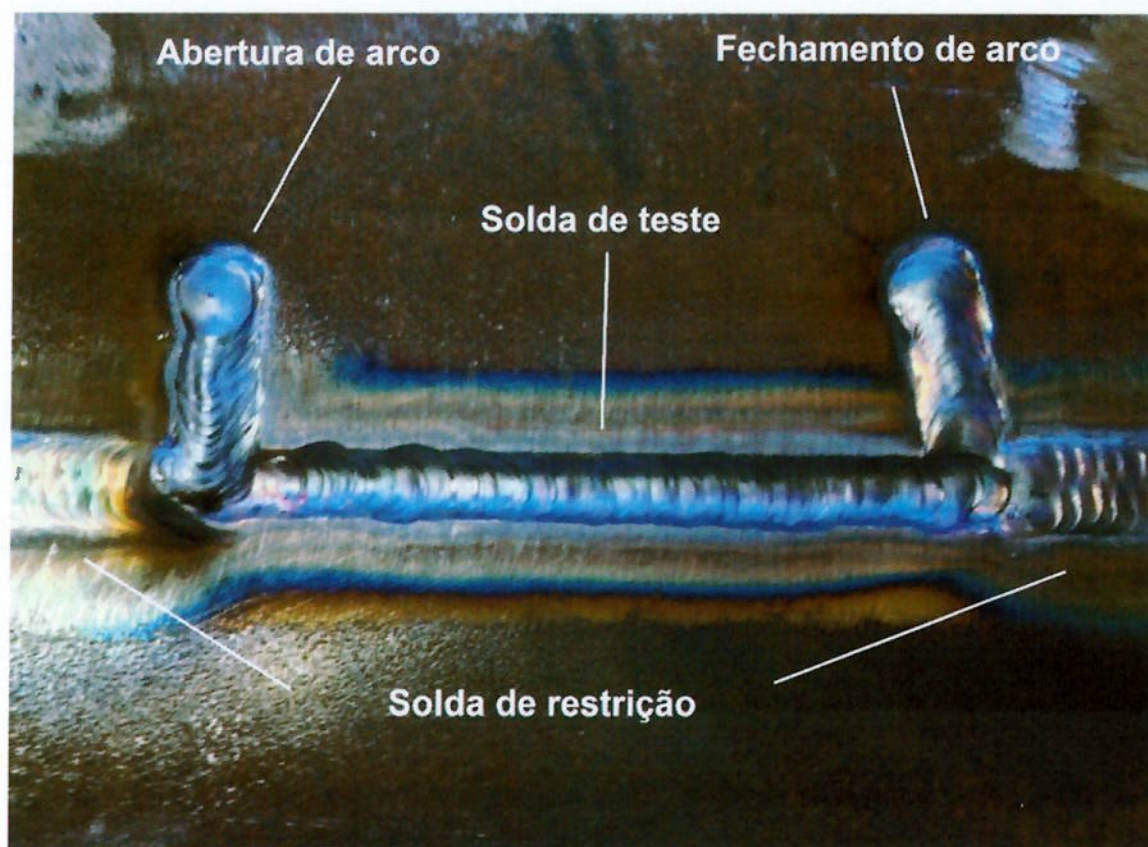


Figura 17 - Sequência de soldagem do cordão de teste.

Tabela 7 - Parâmetros controlados durante a execução da soldam de teste.

Parâmetros	CP - ERNiCrMo-3	CP - ER110S-1
Pré aquecimento	90 °C	100 °C
Corrente	172 A	172 A
Tensão	14,8 V	14,8 V
Diâmetro Consumível	Ø2,4mm	Ø2,4mm
Velocidade	17 cm/min	17 cm/min

4.2.3 - Remoção dos corpos de provas

Após 48 horas em resfriamento natural pós soldagem, foram cortados por meio de serra de fita com fluido de corte, quatro tiras de 10 mm do cordão de teste conforme mostra a figura 18.

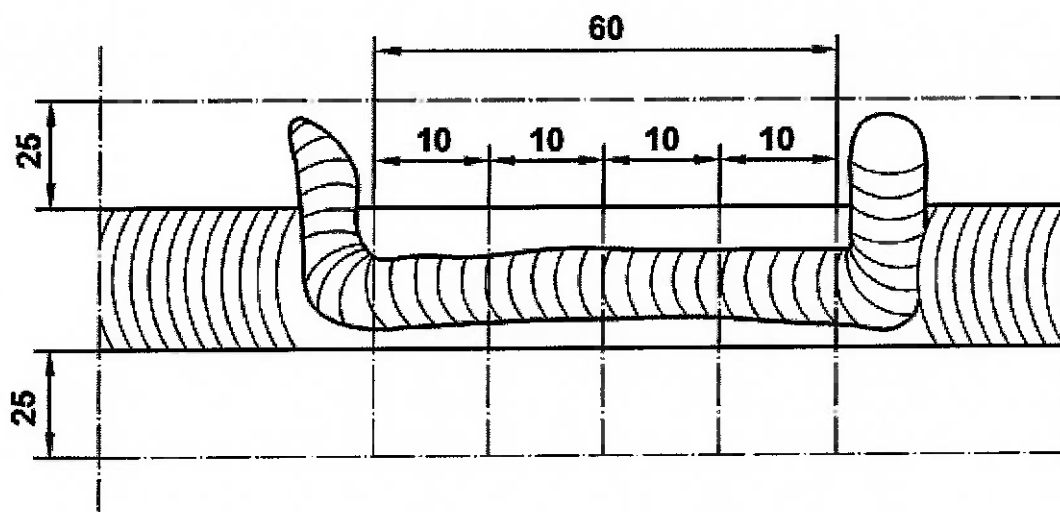


Figura 18 - Croqui do corte de corpos de prova para análise Tekken.

Após o corte dos corpos de prova, foi realizado o polimento da área de análise com a seguinte sequência: lixadeira com disco abrasivo 115x22 granulometria 60, lixadeira de fita com lixa de granulometria 300 e ataque químico com Nital 3%.

4.3 Soldagem das chapas de teste para ensaios mecânicos

Para ter espaço para remoção dos corpos de provas para ensaios mecânicos de tração, dureza, macrografia e dobramento conforme ASME IX, necessitou-se de 300 mm de comprimento de chapa. Devido ao material do ASTM A453 Gr 660 ser em forma de barra chata de 10 mm de espessura por 50 mm de largura e pouca disponibilidade de material, o USI SAR 80-T foi montado com largura de 150 mm conforme mostra figura 19.



Figura 19 - Chapas de USI SAR 80-T e ASTM A453 Gr 660 montadas para soldagem.

As chapas foram chanfradas em "X", com ângulo do chanfro de 60° , face da raiz com 2,0 mm e abertura de raiz com 2,0 mm, conforme mostra figura 20.

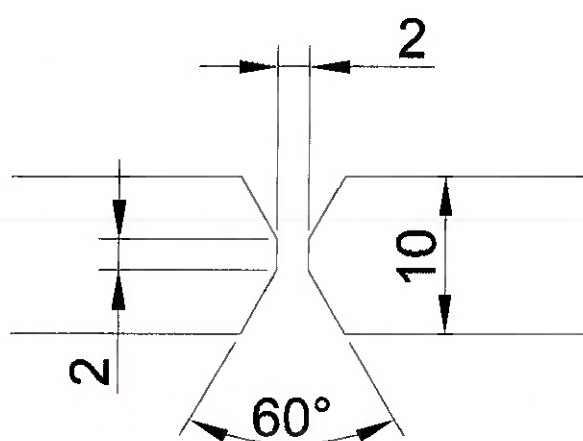


Figura 20 - Dimensões do chanfro

As chapas foram montadas sem restrição de deformação, foi apenas montado um apêndice para garantir a abertura da raiz e servir para suporte de abertura de arco e fechamento de arco.

Após a montagem, limpou-se a superfície da chapa em 25,0 mm a partir do chanfro com lixadeira com disco abrasivo 115x22 granulometria 60.

Adotou-se pré aquecimento do lado do USI SAR 80-T até que sua temperatura alcançasse no mínimo 100 °C em toda a chapa e então foi realizado a soldagem controlando os parâmetros conforme representado na tabela 8, utilizando o consumível ER110S-1, e na tabela 9, utilizando o consumível ERNiCrMo-3.

Tabela 8 - Parâmetros de soldagem utilizando ER110S-1 de 2,4 mm de diâmetro.

Passe	Camada	Temperatura	Tipo	(A)	Tensão (V)	Largura Passe	Velocidade (cm/min)	Aporte térmico (J/cm)
1	1	100 °C	CCEN	152	13,6	7,0	15,00	8.269
2	2	120 °C	CCEN	152	13,6	8,0	17,27	7.181
3	3	100 °C	CCEN	164	14,4	10,0	16,82	8.423
4	4	100 °C	CCEN	192	14,6	8,0	20,00	8.410
5	5	110 °C	CCEN	192	16	8,0	17,14	10.752
6	6	120 °C	CCEN	192	16	9,0	23,08	7.987
7	7	140 °C	CCEN	144	12,8	9,5	18,00	6.144
8	8	140 °C	CCEN	196	14	10,0	18,95	8.689
9	9	120 °C	CCEN	196	14	10,0	19,57	8.415

Tabela 9 - Parâmetros de soldagem utilizando ERNiCrMo-3 de 3,25 mm de diâmetro.

Passe	Camada	Temperatura	Corrente	(A)	Tensão (V)	Largura Passe	Velocidade (cm/min)	Aporte térmico (J/cm)
1	1	130 °C	CCEN	184	12,8	8,0	18,95	7.458
2	2	127 °C	CCEN	188	13,6	11,0	15,00	10.227
3	3	110 °C	CCEN	188	13,6	8,0	17,82	8.608
4	4	110 °C	CCEN	184	14	10,0	21,43	7.213
5	5	103 °C	CCEN	128	12,4	11,0	13,14	7.248

Após a soldagem, ocorreu o resfriamento natural das chapas, sem nenhuma intervenção de mantas térmicas, ventiladores, e imersões.

4.3.1 Remoção dos corpos de prova pra ensaios mecânicos.

Após 48 horas em resfriamento natural pós soldagem, cortou-se por meio de serra de fita com fluido de corte, quatro peças de 38,0mm para preparar

quatro corpos de prova para ensaio de dobramento, duas peças de 15,0mm para usinar dois corpos de prova para ensaio de tração e uma peça de 20,0 mm para preparar o corpo de prova para o ensaio de dureza.

Os corpos de prova para dobramento foram chanfrados os cantos vivos de modo a ficarem com raio de 3mm e retirado o reforço de solda. A figura 21 ilustra as dimensões dos CPs de dobramento.

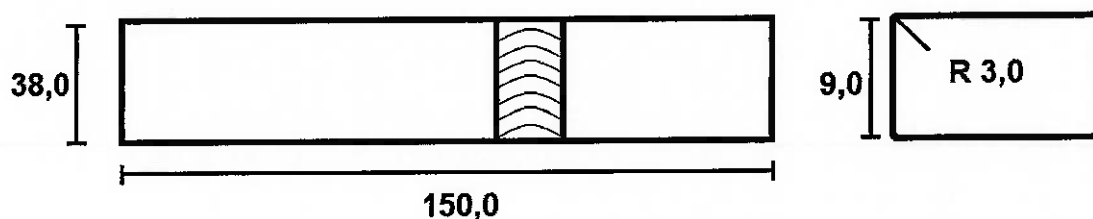


Figura 21 - Dimensões (em mm) dos corpos de prova do ensaio de dobramento.

Os corpos de prova para ensaio de tração foram usinados de modo a atender as dimensões "subsize" especificadas pela ASME IX Ed. 2010, conforme mostra a figura 22.

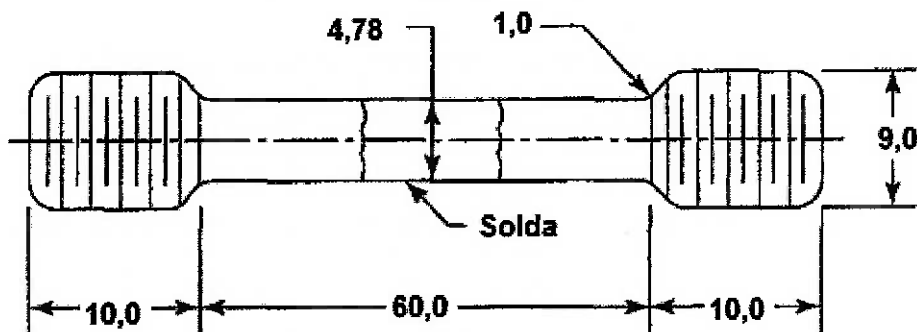


Figura 22 - Dimensões (em mm) dos corpos de prova do ensaio de tração.

Os ensaios de dureza foram realizados conforme Norma Petrobras N-133 Rev. K, conforme figura 23.

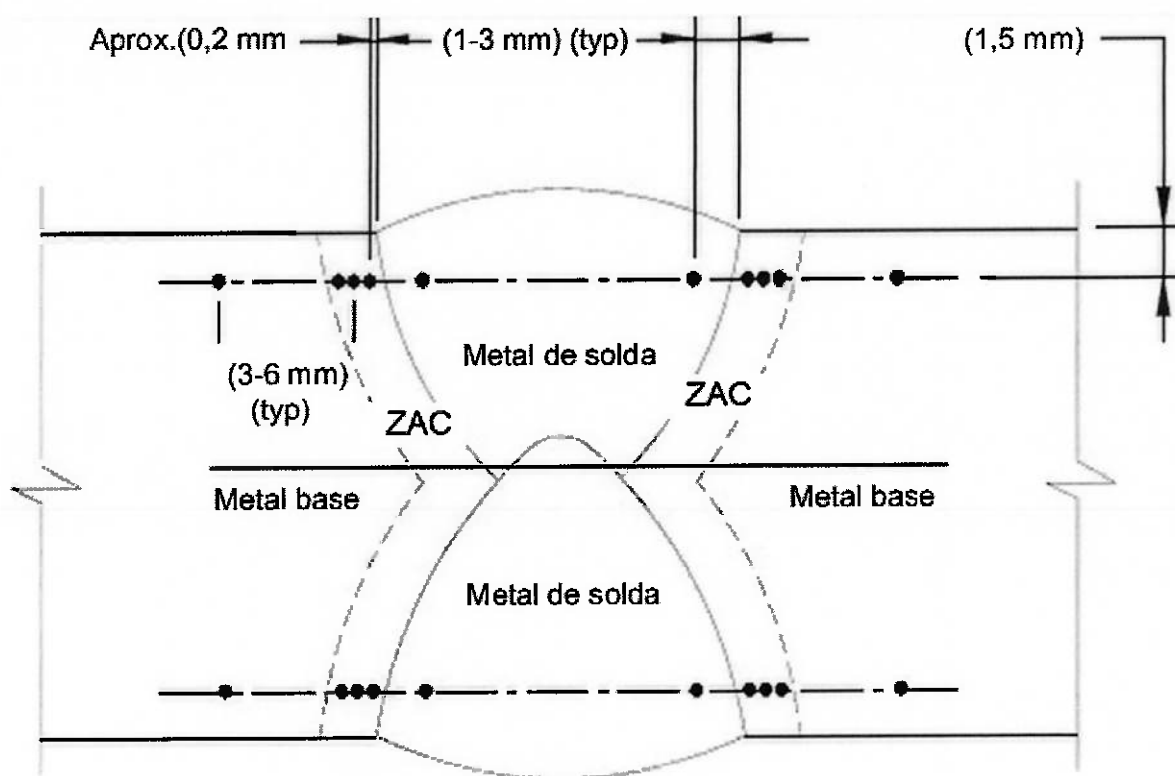


Figura 23 - Localização dos ensaios de dureza.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Para prever o que poderia resultar dos ensaios, estudou-se as composições químicas dos metais de base e dos consumíveis à fim de se determinar o Cromo e o Níquel equivalentes, conforme mostra a tabela 10.

Tabela 10 - Composição química dos metais de base e consumíveis.

Material	%C	%Mn	%Si	%Cr	%Mo	%Ni	%Nb	Cr(eq)	Ni(eq)
USI-SAR 80T	0,19	0,9	0,55	0,7	0,85	0	0,15	2,45	6,15
ASTM A453 Gr 660	0,08	2	1	16	1,25	25,5	0	18,75	28,9
ERNiCrMo-3	0,017	0,01	0,03	21,7	8,75	65,4	3,51	32,25	65,915
ER110S-1	0,08	1,6	0,45	0,2	0,3	2,2	0	1,175	5,4

Com os valores de Cr(eq) e Ni(eq) dos materiais definidos, foram traçados no diagrama de Schaeffler os pontos em que se encontram as zonas fundidas, considerando 20% de diluição, utilizando os dois tipos de consumíveis, conforme mostram as figuras 24 e 25.

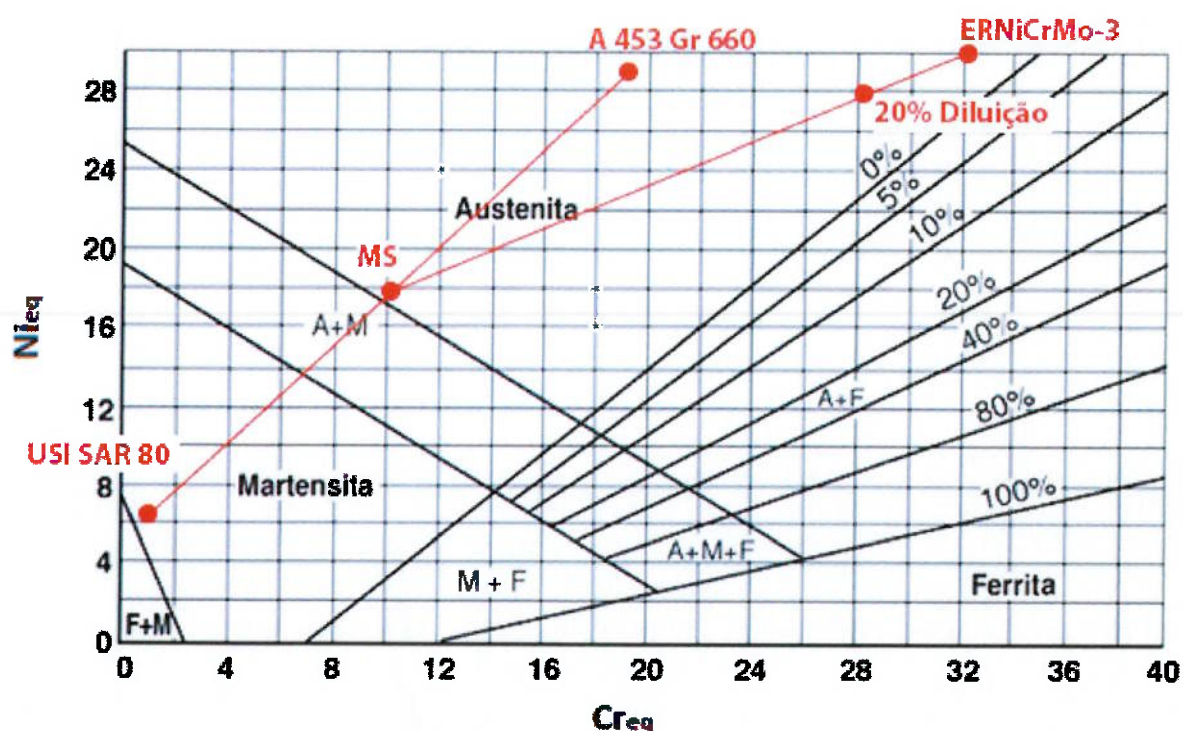


Figura 24- Diagrama de Schaeffler utilizando ERNiCrMo-3.

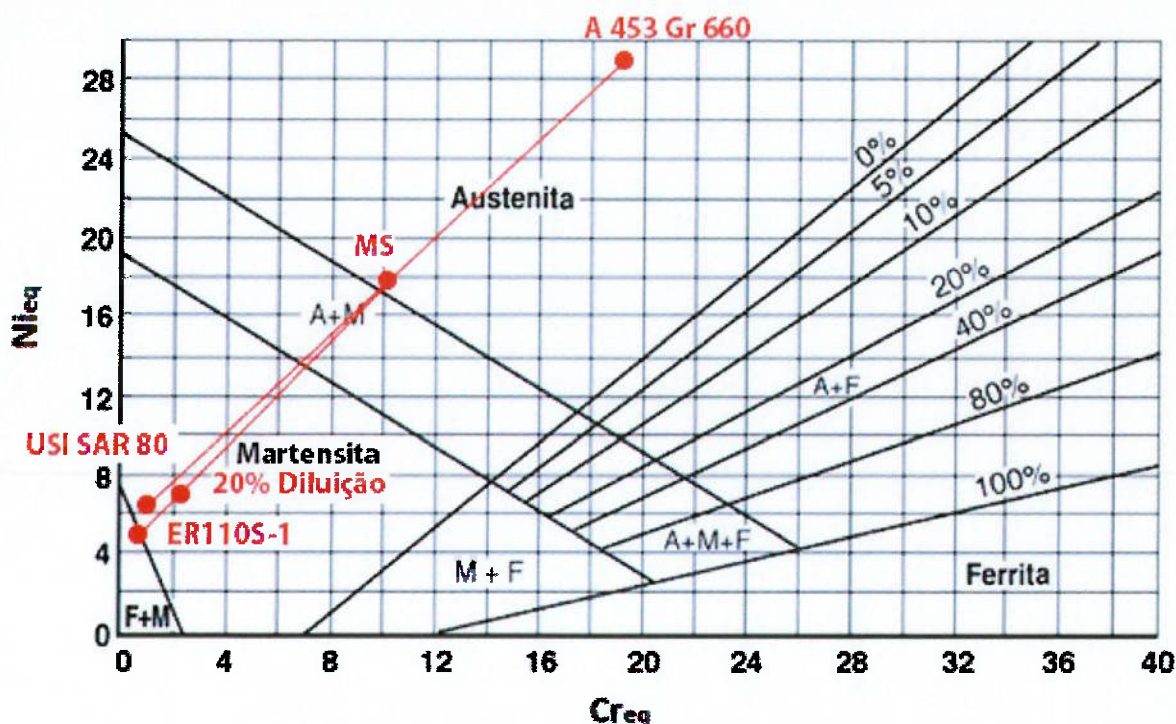


Figura 25 - Diagrama de Schaeffler utilizando ER110S-1.

Analisando a figura 24, a zona fundida utilizando o ERNiCrMo-3, devido ao consumível possuir teor de Ni(eq) muito alto, o seu ponto é muito além do limite do gráfico e então foi considerado para análise o ultimo ponto possível mantendo-se no mesmo ponto do Cr(eq). Devido a zona fundida estar na zona austenítica, deve-se tomar cuidado com a velocidade de soldagem e com o aporte térmico devido à trincas de solidificação e perda de ductilidade em temperaturas superiores à 1250°C.

Já no caso da figura 25, a zona fundida cai na região martensítica, a qual deve-se pré aquecer para evitar a ocorrência de fragilização e trincas à frio devido à formação de martensita.

5.1 Ensaio Tekken

Neste estudo, foi verificado a ocorrência de trincas à frio induzidas por hidrogênio por meio de ensaio visual após polimento e ataque químico com Nital 3%.

5.1.1 Utilizando ER110S-1

Para os corpos de provas soldados com o eletrodo ER110S-1 não foi evidenciado nenhum tipo de trinca à frio devido à utilização do processo de soldagem TIG, o qual possui baixo teor de contaminação por hidrogênio devido a ser um processo que não utiliza eletrodos que contenham revestimento ou fluxo.

As figuras 26, 27, 28 e 29, mostram o aspecto final da solda de teste do ensaio Tekken utilizando o eletrodo ER110S-1.



Figura 26 - CP1 Ensaio Tekken utilizando ER110S-1.



Figura 27 - CP2 Ensaio Tekken utilizando ER110S-1.

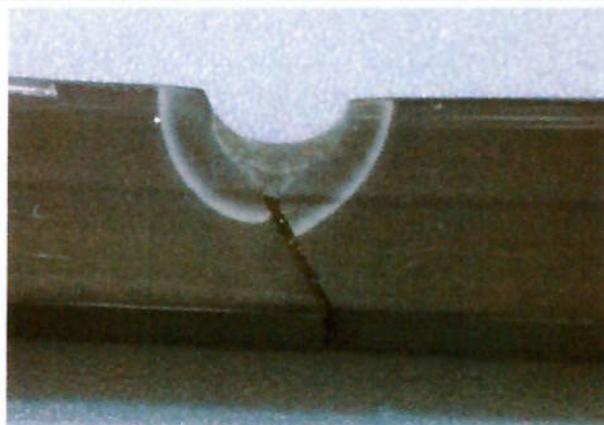


Figura 28 - CP3 Ensaio Tekken utilizando ER110S-1.



Figura 29 - CP4 Ensaio Tekken utilizando ER110S-1.

5.1.2 Utilizando ERNiCrMo-3

Durante a soldagem de ancoragem utilizando o ERNiCrMo-3, ocorreu uma trinca de solidificação, conforme mostra a figura 30.

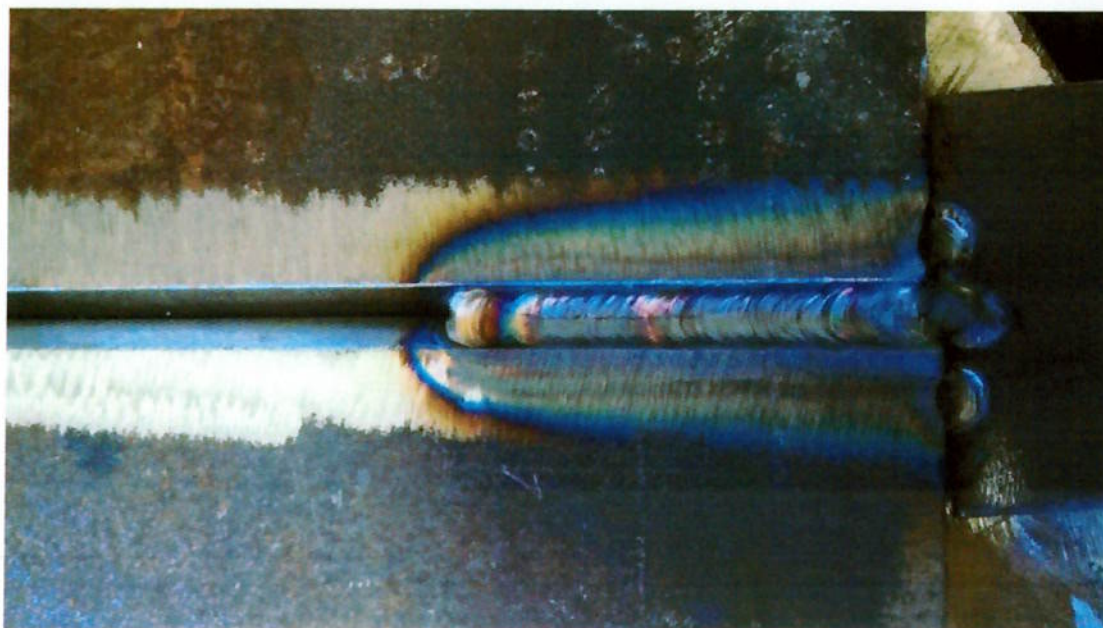


Figura 30 - Trinca de solidificação utilizando-se ERNiCrMo-3.

Após a análise foi verificado que neste passe, a velocidade de soldagem foi mais rápida que o comum, aproximadamente 21 cm/min. Como já é esperado para a composição química deste consumível, quando se aumenta a velocidade de soldagem, aumenta a tendência de ocorrer trincas de solidificação.

Esta trinca foi reparada e os próximos passes foram realizados com velocidades menores para evitar este tipo de problema.

No caso da soldagem de teste, não detectou-se nenhuma trinca à frio, entretanto, ocorreu um pequeno empenamento que reduziu a abertura de raiz do chanfro Y para aproximadamente 1,0 mm, conforme mostram as figuras 31, 32, 33 e 34.



Figura 31 - CP1 Ensaio Tekken utilizando ERNiCrMo-3.



Figura 32 - CP2 Ensaio Tekken utilizando ERNiCrMo-3.



Figura 33 - CP3 Ensaio Tekken utilizando ERNiCrMo-3.



Figura 34 - CP4 Ensaio Tekken utilizando ERNiCrMo-3.

5.2 Ensaio de Tração

Foram realizados ensaios de tração conforme ASME IX Ed 10 simulando a qualificação de uma EPS.

5.2.1 Utilizando ER110S-1

Durante a usinagem dos corpos de provas, um trincou e foi necessário outra amostra para usinar um novo corpo de prova.

O CP 1 de rompeu no metal de base do lado do USI SAR 80 T com a característica de fratura dúctil (figura 35), já o CP 2 sofreu fratura frágil na margem com o ASTM A453 Gr 660 antes mesmo de começar o alongamento (figura 36).



Figura 35 - CP1 do ensaio de tração utilizando ER110S-1.



Figura 36 - Figura 31 - CP2 do ensaio de tração utilizando ER110S-1.

Os resultados do ensaio de tração estão relacionados na tabela 11.

Tabela 11 - Resultados de ensaio de tração utilizando o consumível ER110S-1.

CP Nº	Resistência à tração (MPa)	Tensão de Escoamento (MPa)
1	622	359
2	355	348

5.2.2 Utilizando ERNiCrMo-3

Os ensaios de tração romperam na ZAC no lado do ASTM A453 Gr. 660 com a característica de fratura dúctil. No CP2 nota-se um risco na fratura aparentando uma falta de fusão



Figura 37 - CP1 do ensaio de tração utilizando ERNiCrMo-3.



Figura 38 - CP2 do ensaio de tração utilizando ERNiCrMo-3.

Os resultados do ensaio de tração estão relacionados na tabela 12.

Tabela 12 - Resultados de ensaio de tração utilizando o consumível ERNiCrMo-3.

CP Nº	Resistência à tração (MPa)	Tensão de Escoamento (MPa)
1	698	409
2	644	392

5.3 Ensaio de Dobramento

5.2.1 Utilizando ER110S-1

Conforme mostra a foto 39, todos os corpos de prova romperam no início da deformação durante o processo de dobramento, caracterizando assim uma fratura frágil.

**Figura 39 - Corpos de prova rompidos após o ensaio de dobramento utilizando ER110S-1.**

As figuras 40 e 41, mostram as características da fratura do lado da superliga à base de ferro endurecível por precipitação e do lado do ARBL.



Figura 40 - Detalhe dos corpos de prova de dobramento do lado da superliga à base de ferro endurecível por precipitação.

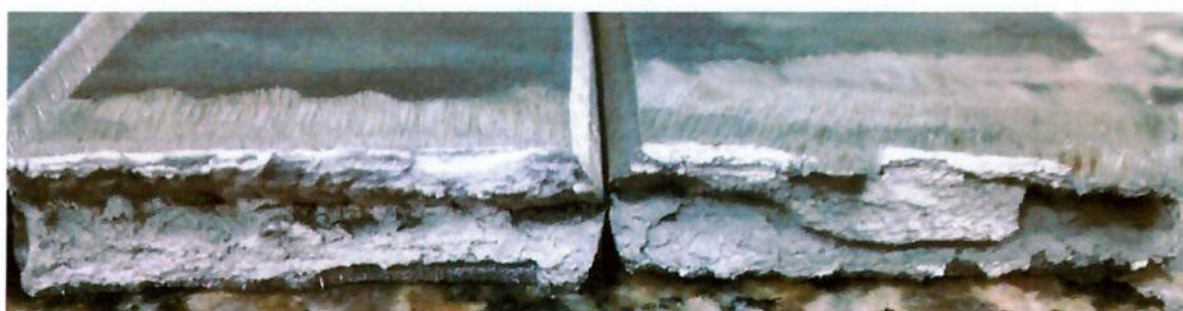


Figura 41 - Detalhe dos corpos de prova de dobramento do lado do ARBL.

Analisando a característica da falha, pode-se verificar que do lado da superliga à base de ferro endurecível por precipitação a fratura frágil começa na zona afetada pelo calor e expande-se acompanhando a geometria do chanfro em "X" até romper-se totalmente na raiz, conforme representado em vermelho na figura 42.

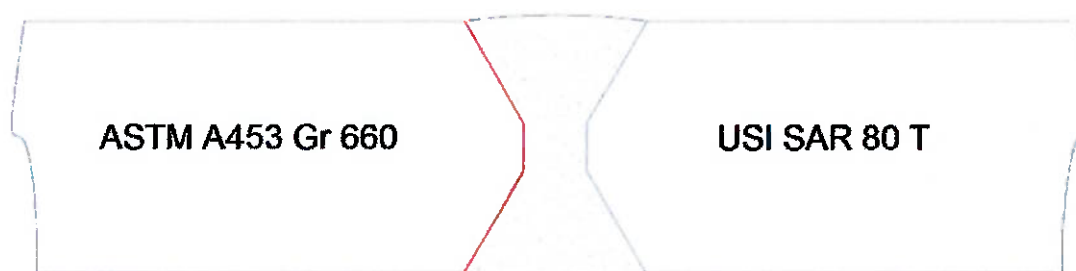


Figura 42 - Detalhe do rompimento dos corpos de prova de dobramento.

5.2.2 Utilizando ERNiCrMo-3

Dois corpos de provas escorregaram da ferramenta de dobramento, não dobrando totalmente o centro da solda de dois corpos de provas, já os corpos de provas que não escorregaram, romperam entre o centro de solda e a margem do lado do ASTM A453 Gr 660, conforme mostra a figura 43.



Figura 43 - Corpos de prova de dobramento utilizando ERNiCrMo-3.



Figura 44 - Detalhe dos corpos de prova de dobramento soldados com ERNiCrMo-3.

5.4 Ensaio de Dureza

Foram realizados ensaios de dureza conforme Norma Petrobras N-133 Rev. K.

5.4.1 Utilizando ER110S-1

Os resultados demonstraram uma perda de dureza na região da ZAC do lado do ASTM A 453 Gr 660, conforme mostram as tabelas 13 e 14.

Tabela 13 - Resultados do ensaio de dureza na linha da face utilizando ER110S-1.

MB1 1	ZAC 2	ZAC 3	ZAC 4	SOLDA 5	SOLDA 6	ZAC 7	ZAC 8	ZAC 9	MB2 10
299	277	270	267	260	323	161	157	159	321

MB1 = USI SAR 80 T

MB2 - ASTM A 453 Gr 660

Valores em HV10

Tabela 14 - Resultados do ensaio de dureza na linha da raiz utilizando ER110S-1.

MB1 11	ZAC 12	ZAC 13	ZAC 14	SOLDA 15	SOLDA 16	ZAC 17	ZAC 18	ZAC 19	MB 20
301	298	301	315	335	330	163	172	182	329

MB1 = USI SAR 80 T

MB2 - ASTM A 453 Gr 660

Valores em HV10

5.4.1 Utilizando ERNiCrMo-3

Os resultados demonstraram uma perda de dureza na região da ZAC do lado do ASTM A 453 Gr 660, conforme mostram as tabelas 15 e 16.

Tabela 15 - Resultados do ensaio de dureza na linha da face utilizando ERNiCrMo-3.

MB1 1	ZAC 2	ZAC 3	ZAC 4	SOLDA 5	SOLDA 6	ZAC 7	ZAC 8	ZAC 9	MB2 10
197	204	219	236	222	212	198	210	211	340

MB1 = USI SAR 80 T

MB2 - ASTM A 453 Gr 660

Valores em HV10

Tabela 16 - Resultados do ensaio de dureza na linha da raiz utilizando ERNiCrMo-3.

MB1 11	ZAC 12	ZAC 13	ZAC 14	SOLDA 15	SOLDA 16	ZAC 17	ZAC 18	ZAC 19	MB2 20
183	225	244	245	197	205	170	187	198	334

MB1 = USI SAR 80 T

MB2 - ASTM A 453 Gr 660

Valores em HV10

6. CONCLUSÕES

Com base nos resultados dos ensaios pode-se concluir que:

1. Utilizando qualquer um destes consumíveis com o processo de soldagem TIG, o risco de ocorrer trincas à frio induzidas por hidrogênio é muito baixa no USI SAR 80 T.
2. Tanto a utilização do ER110S-1 quanto o ERNiCrMo-3, formou uma região fragilizada na ZAC do lado do ASTM A453 Gr 660, porém com o ERNiCrMo-3, obteve-se melhores resultados.
3. Os resultados dos ensaios de tração e dobramento utilizando o ERNiCrMo-3 mostraram um avanço na resistência à tração e na ductilidade, porém os resultados ainda não satisfazem o mínimo requerido da junta.
4. A dureza da ZAC pode ter sido afetada devido possíveis fases precipitadas de Ti.
5. Para obter-se resultados adequados é indicado um tratamento de solubilização no ASTM A453 Gr 660 antes da soldagem. Os resultados negativos encontrados neste estudo estão diretamente ligados ao fato do ASTM A453 Gr 660 não ter sido tratado termicamente antes da soldagem.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Como possíveis trabalhos futuros, pode-se apontar:

- Realizar ensaios Tekken em corpos de prova de superliga à base ferro endurecível por precipitação, sem o tratamento de solubilização e com o tratamento de solubilização, utilizando ambos os consumíveis.
- Realizar ensaios de micrografia no superliga à base ferro endurecível por precipitação, com intuito de verificar o que realmente aconteceu com a microestrutura nesta solda.
- Executar a soldagem dos corpos de prova dissimilares, utilizando os mesmos consumíveis, porém fazendo o tratamento de solubilização antes da soldagem no superliga à base ferro endurecível por precipitação e/ou tratamento de envelhecimento após a soldagem e então realizar os ensaios de tração, dobramento e dureza, para comparar com os resultados deste trabalho.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] - Alcântara, N. G. de - **Weld metal hydrogen cold cracking**. Cranfield University, Cranfield, England, 1982.
- [2] - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **A 453/A453M**: Standard specification for high-temperature bolting materials, with expansion coefficients comparable to austenitic stainless steels. United West Conshohocken, 1999. 6p.
- [3] - ASM INTERNATIONAL. **Metals Handbook**: Volume 11: Failure Analysis and Prevention. United States of America, 2002. 2909p.
- [4] - ASM INTERNATIONAL. **Metals Handbook**: Volume 6: Welding, Brazing and Soldering. United States of America, 1993. 2873p.
- [5] - Bauly, J. C. - **Caracterização microestrutural e propriedades de juntas dissimilares entre aços inoxidáveis fabricadas por processos de fusão**. 2000. 147p. Dissertação (Mestrado em Ciências na Área de Reatores Nucleares de potência e Tecnologia do Combustível Nuclear) - Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, 2000.
- [6] - Coe, F. R. - **Welding steels without hydrogen cracking**; The welding institute, London , 1973.
- [7] - Cunha, G. S. da - **Influência da composição química na microestrutura e nas propriedades de aços inoxidáveis austeníticos CF8m (AISI 316)**, 2009. 134 p. Dissertação (Mestre em Engenharia Mecânica - Área de concentração: Metalurgia Física e Engenharia de Superfícies) - Instituto Tupy, Joinville, 2009.
- [8] - Freire Júnior, R. C. S. - **Influência dos parâmetros de soldagem na formação de trincas à frio em juntas soldadas de ARBL**. 1998. 70p. Trabalho

de conclusão de curso (Engenharia Mecânica) - Universidade Federal da Paraíba, Paraíba, 1998.

[9] - Godoy, A. F. - **Estudo da suscetibilidade à trinca à frio em juntas soldadas de aço SAR - 80 BT**. 1989. 97p. Tese (Mestrado em Engenharia de Fabricação) - Faculdade de Engenharia de Campinas, Campinas, 1989.

[10] - INTERNATIONAL STANDARDS ORGANIZATION. **ISO 17642-2:2005**: Destructive test on welds in metallic materials - cold cracking tests for welments - arc welding processes - Part2: Self-restraint tests. Switzerland, 2005. 28p.

[11] - Lijas, Mats; SHEFFIELD, Avesta. **Development of superaustenitic satinless steels**. Acom Vol2 - Avesta Sheffield NA, 1995.

[12] - Lima, D. B. P. L. de - **Efeitos da energia de soldagem na microestruturado aço inoxidável superduplex UNS S32750**, 2011. 139 p. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2011.

[13] - Modenesi, P. J. - **Soldabilidade de algumas ligas metálicas**, Universidade Federal de Minas Gerais, Minas Gerais, 2011.

[14] - Olea, C. A. W. - **Caracterização por microscopia eletrônico do aço SAE1141 microligado**. 2002. 106p. Dissertação (Mestrado em Engenharia - Área de concentração: Ciência dos Materiais) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Porto Alegre, 2002.

[15] - Ramos, J. E. - **Caracterização da estabilidade de aços inoxidáveis austeníticos sem adição de níquel**. 2009. 61p. Dissertação (Mestrado em Engenharia - Área de concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais) - Programa

de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Porto Alegre, 2009.

[16] - USIMINAS. **Chapas grossas**: catálogo. Minas Gerais: Belo Horizonte, Setembro de 2012

[17] - Wainer, E.; Brandi, Sérgio D.; Mello, Fábio D. Homem de – **Soldagem Processos e Metalurgia**, Ed. Edgard Blücher LTDA, 1992.

[18] - Vicente, A. A. – **Oxidação ao ar a altas temperaturas de ligas à base de níquel**, Dissertação de mestrado, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 1999.

[19] - Yang, J. R. and Bhadeshia, H. K. D. H. - **Thermodynamics of the acicular ferrite transformation in alloy-steel weld deposits**, Proc. Conf. "Advances in Welding Science and Technology", ASM. Daid, S. A. (Ed.), pp. 187-191, 1986.