



**UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ
CENTRO DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DE
MATERIAIS**

CRISTIANA DOS SANTOS NUNES

**AÇOS *MARAGING* CLASSE 350 E 250 COMO METAL DE SOLDA NAS JUNTAS
DISSIMILARES USADAS NA INDÚSTRIA DO PETRÓLEO**

**FORTALEZA
2015**

CRISTIANA DOS SANTOS NUNES

AÇOS *MARAGING* CLASSE 350 E 250 COMO METAL DE SOLDA NAS JUNTAS
DISSIMILARES USADAS NA INDÚSTRIA DO PETRÓLEO

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do título de Doutor em Engenharia e Ciência dos Materiais. Área de concentração: Propriedades Físicas e Mecânicas de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu

FORTALEZA

2015

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação
Universidade Federal do Ceará
Biblioteca Universitária

Gerada automaticamente pelo módulo Catalog, mediante os dados fornecidos pelo(a) autor(a)

N924a Nunes, Cristiana dos Santos.

Aços Maraging Classe 350 e 250 como metal de solda nas juntas dissimilares usadas na indústria do petróleo / Cristiana dos Santos Nunes. – 2015.

147 f. : il. color.

Tese (doutorado) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais, Fortaleza, 2015.

Orientação: Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu.

1. Aço Maraging. 2. Tensão residual. 3. Soldagem. I. Título.

CDD 620.11

CRISTIANA DOS SANTOS NUNES

SOLDAGEM DOS AÇOS MARAGING CLASSE 250 E 350 COMO METAL DE
SOLDA NA JUNTA DISSIMILAR DO AÇO AISI 8630M USADO NA INDÚSTRIA DO
PETRÓLEO

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do título de Doutor em Engenharia e Ciência de Materiais. Área de concentração: Propriedades Físicas e Mecânica dos Materiais.

Aprovada em: 30/04/2015.

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu (Orientador)
Universidade Federal do Ceará (UFC)

Prof. Prof. Dr. Cleiton Carvalho Silva
Universidade Federal do Ceará (UFC)

Prof. Dr. Marcelo José Gomes da Silva
Universidade Federal do Ceará (UFC)

Prof. Dr. Francisco Nélio Costa Freitas
Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Ceará (IFCE)

Profa. Dra. Maria da Penha Cindra Fonseca
Universidade Federal Fluminense (UFF)

Dr. Luis Flávio Gaspar Herculano
Universidade Federal do Ceará (UFC)

A Deus.

Aos meus pais José Nunes (in memorian)
e Maria Auxília pelo amor dedicado.

Ao meu namorado Alonso Petras pelo seu
apoio, incentivo e força que foram
essenciais em todos os momentos.

AGRADECIMENTOS

À Deus pelo seu amor infinito.

À minha mãe pelo amor, carinho e companhia na minha vida.

Ao meu namorado Alonso Petras que não mediu esforços em me apoiar e ajudar, estando presente em todos os momentos, me incentivando e ajudando sempre que possível.

Ao Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu, pela orientação, pelo apoio, força, amizade, incentivo e ajuda nos momentos mais difíceis da caminhada deste doutorado.

A profa. Dra. Maria da Penha Cindra Fonseca, Universidade Federal Fluminense-UFF, pela sua sincera amizade e importante colaboração nas análises de tensões residuais.

Ao Prof. Dr. Francisco Nélio da Costa Freitas pela amizade e apoio.

Ao Dr. Luís Flávio Gaspar Herculano pelo incentivo, apoio, amizade e conselhos valiosos.

Ao Milo Béres e ao bolsista Daniel L. Saraiva pela contribuição e desenvolvimento da pesquisa com a liga de aço *Maraging 350*.

Aos professores e bolsistas do Laboratório ENGESOLDA-UFC que contribuíram no preparo e confecção das juntas soldadas com utilização do robô para os experimentos.

A equipe da LUBNOR, Cícero Moura, Fábio Campos Morais, Emanuel, Thales, Manoel e Elton que me apoiaram e ajudaram na conclusão da confecção das juntas soldadas os experimentos.

Aos colegas da turma de doutorado, pelas reflexões, críticas e sugestões recebidas.

Aos mestres Lorena e Arquimedes pela grande ajuda nos experimentos.

Aos bolsistas e colaboradores Regina, Henrique das Virgens e Tiago César nas execuções laboratoriais.

Aos amigos do Laboratório de Caracterização de Materiais/LACAM-UFC.

Ao prof. Clídio Richardson, Coordenador do curso Engenharia Mecânica, da UNIFOR pela compreensão e apoio na disponibilização dos laboratórios para a realização dos tratamentos térmicos e usinagem dos corpos de prova.

Ao engenheiro mecânico Jackson, gerente do setor de ferramentaria, empresa ESMALTEC, pela ajuda na confecção dos corpos de prova para os ensaios de Charpy.

Aos técnicos Cresso, Romário, Marcos e Rui do Laboratório Oficina do curso Engenharia Mecânica da UNIFOR pelo apoio na confecção e preparação dos corpos de prova para os ensaios metalográficos e mecânicos.

A FUNCAP pelo suporte financeiro no início do projeto de pesquisa.

A todos os colegas de Pós-graduação.

E a todas as pessoas e amigos que colaboraram, de forma direta ou indireta, na realização deste trabalho.

RESUMO

A soldagem de uniões dissimilares é muito comum em sistemas usados na exploração e produção de petróleo em águas profundas. Comumente, envolve soldagem de tubos de aço baixo carbono com outros tubos, válvulas e bombas feitos de aços ligados. Têm sido usado nestas soldagens eletrodos de Inconel, no entanto, é feito um processo de amanteigamento com eletrodo de aço carbono no lado do aço baixa liga. Uma técnica alternativa para reduzir as tensões residuais e conseqüentemente eliminar o tratamento térmico pós-soldagem é a utilização de um material de adição de solda que durante o processo de resfriamento passe por uma transformação martensítica numa temperatura relativamente baixa, de modo que a deformação resultante da transformação compense a contração que ocorre como resultado do processo de resfriamento. O objetivo deste trabalho foi avaliar a aplicação de aços *Maraging* 250 e 350 na soldagem de juntas dissimilares típicas da indústria do petróleo. Os ensaios foram realizados em juntas dos aços ASTM A516 Grau 70, ASTM A36, AISI 4130 e AISI 8630M soldadas com e sem amanteigamento com os materiais de adição de aço *Maraging* 250 e 350, liga de níquel de Inconel 625 (AWS ERNiCrMo-3) e aço baixo carbono (eletrodo AWS ER80S-D2) sem tratamento térmico de pós-soldagem (TTPS). Para as juntas foram avaliados os perfis de tensões residuais, microdureza, microestrutura, resistência à tração e a energia absorvida ao impacto. A junta soldada com *Maraging* 250 apresentou maiores intensidades de tensões residuais compressivas comparada com a junta amanteigada com o eletrodo de aço baixo carbono (AWS ER80S-D2). A utilização do *Maraging* 350 como material de amanteigamento influenciou de forma positiva na interface metal base (AISI 8630M) / metal de solda quando comparado a junta de configuração similar, amanteigada com o eletrodo AWS ER80S-D2 (aço carbono), apresentando níveis de tensões residuais menores. Não foi percebido o efeito do amanteigamento na junta com 0,6 mm de depósito de *Maraging* 350 sobre as tensões residuais. Nas juntas com *Maraging* 250 e 350, na zona de ligação, ZL, entre o metal base e o metal de solda, apresentaram gradiente de composição criando regiões com diferentes propriedades mecânicas denominadas de zonas parcialmente diluídas (ZPD). A maior tenacidade ao impacto das juntas dissimilares estudadas foi na região de interface entre o metal base e metal de solda da junta soldada com *Maraging* 250, apresentando 46,1J comparado aos 21,6J da interface da junta com amanteigamento de aço *Maraging* 350. Os resultados

de microdureza mostraram que os resultados obtidos foram superiores aos recomendados pelas normas NACE MR0175 e DNV RO B401, contudo os materiais se apresentavam na condição sem TTPS. A amostra amanteigada com *Maraging* 350 apresentou valores de microdureza coerentes com o valor esperado para o material. Os ensaios de tração realizados nos corpos de prova extraídos das juntas com *Maraging* 250 e 350 atenderam aos critérios de aceitação descrito pela ASME IV. As imagens de MEV das superfícies fraturadas pelo ensaio de impacto Charpy revelaram indícios de clivagem na interface entre o metal base e o metal de solda na junta soldada com *Maraging* 350.

Palavras-chave: Aço *maraging*. Tensões residuais. Soldagem.

ABSTRACT

The welding of dissimilar joints is very common in systems used in oil exploration and production in deep waters. Commonly involves welding low carbon steel pipes with other pipes, valves, pumps, all made of alloy steel. It has been used in these welding Inconel electrodes, however, is made a buttering process with carbon steel electrode in low alloy steel side. An alternative technique to reduce the residual stresses and thereby eliminate the post-welding heat treatment is the use of a welding filler metal that during the cooling process undergo a martensitic transformation to a relatively low temperature, so that the resulting deformation processing offset the contraction that occurs as a result of the cooling process. The aim of this study was to evaluate the application of Maraging steels 250 and 350 in typical dissimilates joints of the oil industry. The tests were performed on joints of ASTM steels A516 grade 70, ASTM A36, AISI 4130 and AISI 8630M welded with and without buttering with steel filler materials maraging 250 and 350, nickel alloy Inconel 625 (AWS ERNiCrMo-3) and low carbon steel (AWS ER80S-D2 electrode) without heat treatment after welding (PWHT). For the joints were evaluated residual stress profiles, hardness, microstructure, tensile strength and impact energy absorbed. The welded joint with maraging 250 showed higher intensity of compressive residual stresses compared to the joint buttery with low carbon steel electrode (ER80S-D2 AWS). The use of maraging 350 as buttering material positively influenced the base metal interface (AISI 8630M) / welding metal when compared to similar configuration, buttery with the electrode ER80S-D2 AWS (carbon steel), with lower levels of residual stresses. It was not noticed the effect of the joint with the deposit of 0.6 mm buttering maraging 350 on the residual stresses. In the the joints 250 and 350 maraging, the bonding zone, ZL, between the base metal and the weld metal, presented a composition gradient creating regions with different mechanical properties called partially dilute zone (ZPD). The higher the impact toughness of the dissimilar joint studied was in the interface region between the base metal and weld metal of the welded joint of 250 maraging presenting 46,1J compared to 21,6J the joint interface buttering maraging 350 steel. The result microhardness showed that the results were superior to the standards recommended by NACE MR0175 DNV RO and B401, however the materials were provided without PWHT. The sample with buttery maraging 350 presented microhardness values consistent with the expected value for the material. Tensile tests performed on specimens taken from the

joints with maraging 250 and 350 met the acceptance criteria described by the ASME IV. The SEM of the fractured surface at the Charpy impact test images reveal arm cleavage indications at the interface between the base metal and the weld metal in the welded joint of 350 maraging.

Keywords: *Maraging* steel. Residual stress. Welding.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1	– Comparação da tenacidade à fratura e limite de resistência à tração de vários aços <i>Maraging</i>	22
Figura 2.2	– Tenacidade dos aços <i>Maraging</i> convencionais.....	25
Figura 2.3	– Relação entre tenacidade e resistência de diversos aços de alta resistência.....	26
Figura 2.4	– Diagrama de transformação Fe-Ni.....	27
Figura 2.5	– Ripas de martensita em Fe - 0,2C.....	28
Figura 2.6	– Deformação na superfície e o deslizamento das discordância no processo de transformação martensítica.....	28
Figura 2.7	– Relações de orientação e deformação de Bain.....	30
Figura 2.8	– Modelo clássico de transformação martensítica.....	31
Figura 2.9	– Regiões de uma junta soldada.....	34
Figura 2.10	– Nucleação epitaxial e crescimento competitivo dos grãos.....	35
Figura 2.11	– Estrutura da zona afetada pelo calor.....	36
Figura 2.12	– Representação esquemática da junta soldada para a determinação da diluição.....	39
Figura 2.13	– Diagrama de Schaeffler mostrando as previsões das microestruturas em função da composição química (Cr_{eq} e Ni_{eq}).....	40
Figura 2.14	– Diferentes tipos de macro e micro tensões residuais.....	41
Figura 2.15	– Representação de um padrão típico de tensões residuais longitudinais.....	42
Figura 2.16	– Comparação entre a composição desenvolvida por Otha e um eletrodo convencional na soldagem.....	44
Figura 2.17	– Melhorias da resistência a fadiga de estruturas soldadas com metal de adição com baixa temperatura de transformação martensita.....	44
Figura 2.18	– Previsão de tensões residuais (a) longitudinal; (b) Transversal.....	45

Figura 3.1	– Bancada de soldagem a) Conjunto tocha e sistema de ajuste do arame. b) Sistema de alimentação de arame a frio.....	53
Figura 3.2	– Fluxograma das atividades.....	54
Figura 3.3	– Seção transversal das partes constituintes das juntas.	56
Figura 3.4	– ConFIGuração das juntas estudadas.	57
Figura 3.5	– Corpo de prova de aço AISI 4130 amanteigado.....	60
Figura 3.6	– Corpo de prova de aço AISI 8630M amanteigado e usinado.....	61
Figura 3.7	– Equipamento para medida de tensões residuais. a) Analisador de tensões Xstress3000; b) e c) detalhamento do sistema de medição.....	63
Figura 3.8	– Representação esquemática da amostra soldada na condição 2.....	64
Figura 3.9	– Regiões delimitadas para análise de tensões residuais. A) Junta 04, B) Junta 05.....	66
Figura 3.10	– Representação esquemática da amostra soldada Junta 04 mostrando os pontos de medidas de tensões residuais.....	67
Figura 3.11	– Representação esquemática da amostra soldada Junta 05 mostrando os pontos de medidas de tensões residuais.....	68
Figura 3.12	– Representação esquemática da junta JC, amostra amanteigada com ER80S (aço carbono) e preenchida com Inconel 625.....	69
Figura 3.13	– Máquina universal de ensaios EMIC DL 60000: a) Máquina do ensaio de tração b) posicionamento do corpo de prova na máquina de ensaio	70
Figura 3.14	– Desenho esquemático da extração de amostras para os ensaios mecânicos e de Charpy.....	71
Figura 3.15	– Corpos de prova para ensaio de tração a) Dimensão do corpo de prova para ensaio de tração, b) corpos de prova de tração usinado para ensaio.....	71
Figura 3.16	– Corpo de prova padronizado para ensaio de impacto de Charpy - Etapa 1.....	73

Figura 3.17	– Corpo de prova padronizado para ensaio de impacto de Charpy - Etapa 2.....	73
Figura 3.18	– Localização do entalhe dos corpos de prova para ensaio de impacto de Charpy – Etapa 2.....	74
Figura 4.1	– Perfil de distribuição das tensões residuais na Junta 01, amanteigamento com aço <i>Maraging</i> 350 e Inconel 625 como metal de solda.....	76
Figura 4.2	– Perfil de distribuição das tensões residuais na Junta 02, sem amanteigamento e com aço <i>Maraging</i> 350 como metal de solda.....	78
Figura 4.3	– Macrografia após soldagem da (A) Junta 01, (B) Junta 02.....	79
Figura 4.4	– Representação esquemática das Juntas 01 e 02.....	79
Figura 4.5	– Perfil de distribuição das tensões residuais na Junta 03, com amanteigamento de eletrodo convencional e com Inconel como metal de solda.....	80
Figura 4.6	– Perfil de distribuição das tensões residuais na Junta 04, com amanteigamento de aço <i>Maraging</i> 350 e soldagem com Inconel.....	81
Figura 4.7	– Distribuição da tensão residual no topo da superfície nas placas soldadas com <i>Maraging</i> 250 – Junta 05.....	83
Figura 4.8	– Configuração da junta de comparação JC.....	84
Figura 4.9	– Perfil de distribuição da tensão residual da superfície da junta JC.....	85
Figura 4.10	– Curva tensão x deformação do corpo de prova TR1.....	87
Figura 4.11	– Curva tensão x deformação do corpo de prova TR2.....	87
Figura 4.12	– Corpos de prova após o ensaio de impacto de Charpy.....	90
Figura 4.13	– Microscopia eletrônica de varredura (MEV). Superfície de fratura após ensaio de impacto de Charpy. Amostra solubiliza, entalhe na região de interface AISI 8530M/ <i>Maraging</i> 250 – 500X.....	91

Figura 4.14 – Microscopia eletrônica de varredura (MEV). Superfície de fratura após ensaio de impacto de Charpy. Amostra com entalhe na região <i>Maraging 250</i> – 500X.....	91
Figura 4.15 – Microscopia eletrônica de varredura (MEV). Superfície de fratura após ensaio de impacto de Charpy. Amostra com entalhe na região do metal base de aço AISI 8530M na junta soldada com <i>Maraging 250</i> – 500X.....	92
Figura 4.16 – Microscopia eletrônica de varredura (MEV). Superfície de fratura após ensaio de impacto de Charpy. Amostra com entalhe na interface AISI 8630M/ <i>Maraging 350</i> . 500X.....	93
Figura 4.17 – Microscopia eletrônica de varredura (MEV). Superfície de fratura após ensaio de impacto de Charpy. Amostra com entalhe no metal de solda <i>Maraging 350</i> . 500X.....	94
Figura 4.18 – Microscopia eletrônica de varredura (MEV). Superfície de fratura após ensaio de impacto de Charpy. Amostra com entalhe no metal de solda <i>Inconel 625</i> . 500X.....	94
Figura 4.19 – Perfil de microdureza da seção transversal da junta 04, com amanteigamento, com aço <i>Maraging 350</i>	96
Figura 4.20 – Perfil de microdureza na interface ZAC-MS de amanteigamento da junta soldada 04.....	97
Figura 4.21 – Perfil de microdureza da seção transversal da junta 05, sem amanteigamento, soldado com <i>Maraging 250</i>	98
Figura 4.22 – Perfil de microdureza da seção transversal nas linhas L1 e L2 da junta soldada 05, sem amanteigamento, com <i>Maraging 250</i>	99
Figura 4.23 – Microestruturas dos metais de solda. a) <i>Maraging 350</i> . Picral. b) <i>Maraging 250</i> . Nital 1%. c) <i>Maraging 350</i> . Picral Modificado.....	100
Figura 4.24 – ZAC prevalecente na junta dissimilar de aço AISI 8630M amanteigada com aço <i>Maraging 350</i> . a) Microscopia ótica, b) MEV.....	101
Figura 4.25 – Grãos refinados na ZAC. a) Microscopia ótica, b) MEV.....	103

Figura 4.26 – Península de metal base na interface dissimilar do metal base AISI 8630M e amanteigamento com aço <i>Maraging</i> 350. Junta soldada 04.....	104
Figura 4.27 – Ilha de metal base na interface dissimilar do metal base AISI 8630M e aço <i>Maraging</i> 250.....	105
Figura 4.28 – Interface metal de solda/amanteigamento indicando a formação de uma de transição (ZPD).....	106
Figura 4.29 – Perfil de composição química ao longo da interface metal de solda/amanteigamento (% em peso).....	107
Figura 4.30 – Imagem em destaque dos picos de cobalto (vermelho) e níquel (azul escuro) na ZPD.....	108
Figura 4.31 – Interface metal de solda/liga <i>Maraging</i> 250 indicando a formação de uma de transição (ZPD).....	109
Figura 4.32 – Perfil de composição química ao longo da interface metal de solda/ <i>Maraging</i> 250 (% em peso).....	109
Figura 4.33 – Imagem em destaque dos picos de cobalto (vermelho) e níquel (azul escuro) na ZPD.....	110
Figura 4.34 – Pontos correspondentes aos da Tabela 4.13 no diagrama de Scheaffler.....	112

LISTA DE QUADROS

Quadro 2.1 – Classificação das ZPDs.....	38
Quadro 3.1 – Divisão de atividades por etapa.....	58
Quadro 3.2 – Pontos de medição das análise de tensões residuais das juntas 01, 02 e 03.....	65
Quadro 3.3 – Pontos de medição das análise de tensões residuais da Junta 04.....	67
Quadro 3.4 – Pontos de medição das análise de tensões residuais da Junta 05.....	68
Quadro 3.5 – Pontos de medição das análise de tensões residuais da Junta JC.....	69

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1	– Curva tensão x deformação do corpo de prova TR1.....	17
Tabela 2.2	– Composição nominal (%) e respectiva resistência aços <i>Maraging</i> a) comerciais após envelhecimento (Inco), b) no estado solubilizado	20
Tabela 2.3	– Valores sugeridos de temperatura de pré-aquecimento.....	34
Tabela 2.4	– Valores de Ms e Mf para os casos apresentados na Figura 2.12.....	45
Tabela 3.1	– Composição química do aço AISI 4130.....	47
Tabela 3.2	– Composição química doo aço ASTM A36.....	47
Tabela 3.3	– Composição química do aço AISI 8630MM.....	48
Tabela 3.4	– Composição química dos metais base.....	48
Tabela 3.5	– Resultado da análise química do aço A516 G70.....	49
Tabela 3.6	– Composição química do arame-eletrodo AWS ERNiCrMo-3 similar ao Inconel 625 fornecida pelo fabricante.....	50
Tabela 3.7	– Composição química do eletrodo de aço <i>Maraging</i> 350 fornecida pelo fabricante.....	50
Tabela 3.8	– Composição química do eletrodo de aço <i>Maraging</i> 250 fornecida pelo fabricante.....	50
Tabela 3.9	– Propriedades mecânicas dos materiais estudados.....	51
Tabela 3.10	– Composição dos gases de proteção.....	51
Tabela 3.11	– Parâmetros dos tratamentos térmicos.....	55
Tabela 3.12	– Divisão das juntas para estudo.....	56
Tabela 4.1	– Tensões residuais no topo da Junta 01.....	77
Tabela 4.2	– Tensões residuais no topo da junta soldada 04.....	81
Tabela 4.3	– Distribuição das tensões residuais no topo da junta soldada 5.....	82

Tabela 4.4	– Valores de propriedades mecânicas obtidas em ensaios de tração para a junta soldada.....	86
Tabela 4.5	– Tenacidade ao impactos das amostras soldadas.....	89
Tabela 4.6	– Composição química da zona fundida do metal <i>Maraging 250</i> depositado e diluição.....	111

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
API	<i>American Petroleum Institute</i>
ARBL	Alta Resistência e Baixa Liga
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
CCC	Cúbico de Corpo Centrada
CFC	Cúbico de Face Centrada
C_{eq}	Carbono equivalente
HSLA	<i>High Strength Low-Alloy</i>
LAT	Laboratório de Análise de Tensões
LF	Linha de fusão
LUBNOR	Refinaria de lubrificantes e derivados do nordeste
MB	Metal base
MPa	Mega Pascal
M_f	Temperatura de final da transformação martensítica
M_s	Temperatura de início da transformação martensítica
NE	Nucleação Epitaxial
GG	Região de Grão Grosseiro
GF	Região de Grão Fino
IC	Região Intercrítica
SC	Região Subcrítica
TTAT	Tratamento Térmico de Alívio De Tensões
TIG	<i>Tungsten Inert Gas</i>
TTPS	Tratamento Térmico de Pós Soldagem
UFC	Universidade Federal do Ceará
UFF	Universidade Federal Fluminense
ZF	Zona Fundida
ZPD	Zona Parcialmente Diluída

LISTA DE SÍMBOLOS

J	Joule
%	Porcentagem
MPa	MegaPascal
σ	tensão
ε	deformação
C	Carbono
Ni	Níquel
Cr	Cromo
Mo	Molibdênio
V	Vanádio
Ti	Titânio
S	Enxofre
P	Fósforo
Si	Silício
Mn	Manganês
Co	Cobalto
Al	Alumínio

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	14
1.1	Objetivos gerais e específicos.....	15
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	17
2.1	Aços AISI	
	8630MM.....	17
2.2	Aços <i>Maraging</i>.....	19
2.2.1	<i>Microestrutura e propriedades mecânicas dos aços Maraging</i>.....	24
2.3	Transformação martensítica.....	27
2.4	Soldagem do aços <i>Maraging</i>.....	30
2.5	Metalurgia da soldagem.....	31
2.5.1	<i>Zona de fusão</i>.....	32
2.5.2	<i>Zona afetada pelo calor (ZAC)</i>.....	33
2.5.2.1	<i>RGG – Região de grãos grosseiros</i>	34
2.5.2.2	<i>RGF – Região de grãos finos</i>	34
2.5.2.3	<i>RIC – Região intercrítica</i>	35
2.5.2.4	<i>RSC – Região subcrítica</i>	35
2.6	Diluição e o Diagrama de Schaeffler.....	35
2.7	Tensões residuais.....	37
2.7.1	<i>Efeito da temperatura de transformação martensítica nas tensões residuais de junta soldada</i>.....	39
3	MATERIAIS E MÉTODOS	44
3.1	Materiais.....	44
3.1.1	<i>Metais base</i>.....	44
3.1.2	<i>Metais de adição</i>.....	46
3.1.3	<i>Eletrodos</i>.....	48
3.1.4	<i>Gases de proteção</i>.....	48
3.1.5	<i>Equipamentos</i>.....	49
3.1.5.1	<i>Equipamentos para soldagem</i>	49
3.1.5.1.1	Soldagem automatizada com emprego de robô.....	49
3.1.5.1.2	Soldagem manual.....	50
3.2	Metodologia.....	51

3.3	Tratamento térmico dos metais base.....	52
3.4	Denominação das juntas para soldagem.....	53
3.5	Seleções dos parâmetros de soldagem.....	56
3.5.1	<i>Seleção dos parâmetros – Etapa 1</i>	56
3.5.2	<i>Seleção dos parâmetros – Etapa 2</i>	56
3.6	Soldagem das juntas dissimilares.....	57
3.6.1	<i>Seleção das juntas 1, 2 e 3</i>	57
3.6.2	<i>Seleção das juntas 4 e 5</i>	58
3.7	Caracterização macro e microestrutural das juntas soldadas.....	60
3.8	Análise de tensões residuais	60
3.8.1	<i>Análise de tensões residuais para Etapa 1</i>	62
3.8.2	<i>Análise de tensões residuais para Etapa 2</i>	63
3.9	Ensaio Mecânicos.....	66
3.9.1	<i>Ensaio de tração</i>	66
3.9.2	<i>Ensaio de impacto</i>	68
3.9.2.1	<i>Ensaio de impacto – Etapa 1</i>	68
3.9.2.2	<i>Ensaio de impacto – Etapa 2</i>	68
3.9.3	<i>Microdureza</i>	70
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	71
4.1	Distribuição das tensões residuais.....	71
4.1.1	<i>Análise das tensões residuais das juntas 1,2 e 3 (Etapa 1)</i>	71
4.1.2	<i>Análise das tensões residuais das Junta 04 e 5 (Etapa 2)</i>	75
4.2	Ensaio de tração.....	82
4.3	Ensaio de impacto.....	83
4.4	Microdureza Vickers.....	89
4.5	Caracterização microestrutural das juntas soldadas.....	93
4.6	Zona afetada pelo calor no aço AISI 8630MM.....	95
4.7	Perfil da composição química na interface metal base AISI 8630MM e metal de solda.....	100
5	CONCLUSÃO	107
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	115
	REFERÊNCIAS	116
	APÊNDICE A – PARÂMETROS DE SOLDAGEM – ETAPA 1	122

APÊNDICE B – ANÁLISE DE TENSÕES RESIDUAIS (MPa).....	124
ANEXO A – RELATÓRIO ENSAIO NÃO DESTRUTIVO.....	128
ANEXO B – INSTRUÇÃO DE EXECUÇÃO E INSPEÇÃO DE SOLDAGEM.....	129
ANEXO C – RELATÓRIO ENSAIO NÃO DESTRUTIVOS - ENSAIO VISUAL – JUNTA 04 E 05.....	130
ANEXO D – RELATÓRIO ENSAIO NÃO DESTRUTIVOS ENSAIO VISUAL – JUNTA 04 E 05.....	131
ANEXO E – RELATÓRIOS ENSAIO DE TRAÇÃO.....	132

1 INTRODUÇÃO

A soldagem de uniões dissimilares é muito comum em sistemas usados na exploração de petróleo e produção no mar em águas profundas. Comumente envolve soldagem de tubos de aço de baixo carbono com aços forjados baixa liga, muitas vezes com revestimento interno de ligas de níquel. A parte de aço forjado passa por um processo de amanteigamento com eletrodo de aço carbono antes da soldagem da junta. O processo de amanteigamento é seguido por um processo de alívio de tensões residuais. A maneira convencional de reduzir o nível de tensões residuais em juntas soldadas é aplicar tratamentos térmicos de pós-soldagem. Dependendo do tamanho e da complexidade das partes a serem soldadas, este pode tornar-se um problema sério. Uma técnica alternativa para reduzir as tensões residuais é a utilização de um eletrodo que durante o processo de resfriamento passa por uma transformação martensítica em uma temperatura relativamente baixa, de modo que a deformação resultante da transformação compense a contração durante o processo de resfriamento. Embora muitos trabalhos tenham sido publicados nesta direção, como exemplo o emprego de ligas de Fe-Ni-Cr, a maioria deles esbarra numa perda de tenacidade no metal de solda.

Uma alternativa seria a utilização de aços *Maraging* de base quaternária Ni-Co-Mo-Ti, que conseguem aliar excelente tenacidade com alta resistência mecânica, tendo conseqüentemente aplicações para fins especiais. No estado solubilizado é puramente martensítico, apresentando-se dúctil e razoavelmente trabalhável a frio devido ao baixo teor de carbono (<0,02%) e ao alto teor de níquel. Estes aços pertencem a uma família de materiais com temperatura de início de transformação martensítica (M_s) abaixo de 200°C e, mesmo sem o tratamento térmico final do envelhecimento, tem resistência mecânica superior aos dos aços carbono e baixa liga usados em juntas soldadas.

A literatura recente tem reportado experimentos de soldagem utilizando metais de adição de solda nos quais a transformação martensítica se inicia em temperaturas em torno de 180°C. (FRANCIS, J. A., KUNDU, S., BHADSHIA, H. K. D. H., STONE H. J., ROGGE R. B. *Pressure Vessel Technol.* (2009) V. 131, Issue 4, 041401.). Durante a transformação martensítica o metal de solda se expande e dessa expansão resulta no aparecimento de tensões residuais compressivas na solda e no

seu entorno. O aparecimento destas tensões compressivas refletem em um substancial aumento da resistência a fadiga. Há uma grande concentração de esforços em pesquisas no projeto de juntas soldadas, nas quais uma transformação cisalhante compense as tensões resultantes do processo de resfriamento. Em temperaturas mais baixas, durante o processo de resfriamento, a transformação na solda ocorrerá sob a influência destas tensões e as aliviarão.

A soldagem de aços tais como o AISI 4130, AISI 4340, AISI 8630M, entre outros para aplicação em vasos de pressão, são potenciais beneficiários dos resultados destas pesquisas.

1.1 Objetivos gerais e específicos

O objetivo geral deste trabalho é avaliar a aplicação de eletrodos de aços *Maraging* 350 e 250 na soldagem de juntas dissimilares típicas da Indústria do Petróleo.

Os objetivos específicos são:

- Avaliar os níveis de tensões residuais resultantes da aplicação do arame-eletrodo do aço *Maraging* 350, de baixa temperatura de transformação martensítica, em soldas de união de materiais dissimilares.
- Avaliar as características metalúrgicas, resistência mecânica e tenacidade da solda, da ZAC e interface das juntas soldadas com aço *Maraging* 350.
- Avaliar os níveis de tensões residuais resultantes da aplicação do arame-eletrodo da liga aço *Maraging* 350, apenas no processo de amantecimento em substituição ao eletrodo de aço carbono normalmente usados em soldas para união de materiais dissimilares típicas das utilizadas nas soldas de tubulações para operação com petróleo.
- Avaliar os níveis de tensões residuais resultantes da aplicação do arame-eletrodo da liga aço *Maraging* 250, de baixa temperatura de transformação martensítica, em soldas para união de materiais

dissimilares.

- Avaliar as características metalúrgicas, resistência mecânica e tenacidade da solda, da ZAC e interface das juntas soldadas com aço *Maraging 250*.
- Realizar estudo termodinâmico usando o software THERMO-CALC para determinação de possíveis fases decorrentes da soldagem e comparação com a análise da microestrutura obtida na prática.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Aços AISI 8630M

Os aços AISI 8630M são classificados como aços de baixa liga e de médio carbono, padronizado pela norma americana AISI (*American Iron and Steel Institute*), apresentando em sua composição elementos de liga como o molibdênio (Mo), níquel (Ni) e cromo (Cr). São denominados de aços baixa liga os aços em que a soma dos teores dos elementos de liga adicionados, tais como Ni, Cr, Mo, Mn ou Si, não ultrapassam 5%. São aços utilizados para construção mecânica, engrenagens, eixos e outras aplicações.

Quando são modificados os teores de carbono C, Cr, Ni e Mo e adicionados outros elementos como Nb, Ti, V e Al, esses aços passam a ser denominados de AISI 8630 modificado ou AISI 8630M. A adição desses novos elementos proporcionam o refino de grão e melhora a tenacidade, bem como, garantem um limite de escoamento de 480 MPa (70 ksi) e uma temperatura de transição dúctil-frágil para ensaio de Charpy de -60°C. Este comportamento resulta em melhorias nas propriedades mecânicas e aplicação atendendo aos requisitos da norma NACE MR0175. A adição de elementos de liga nos aços 8630M permite conseguir um menor tamanho de grão para o aço, proporcionando uma combinação favorável entre a resistência e a tenacidade.

Na Tabela 2.1 estão as composições químicas dos aços AISI 8630M e AISI 8630M.

Tabela 2.1 – Composição nominal (% massa) do aço AISI 8630M.

Aço	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	P	S	Nb	V	Ti
8630	0,280	0,700	0,150	0,400	0,400	0,150	0,035 máx	0,040 máx	-	-	-
	-	-	-	-	-	-					
	0,330	0,900	0,300	0,700	0,600	0,250					
8630M	0,280	0,750	0,150	0,700	0,800	0,350	0,025 máx	0,025 máx	0,005 máx	0,005 máx	0,005 máx
	-	-	-	-	-	-					
	0,430	0,950	0,350	0,900	1,000	0,450					

Fonte: ASTM A233-07, NACE MR0175 (2003)

A aplicação dos aços AISI 8630M está voltada para ambientes agressivos, como instalações subaquáticas, que precisam possuir propriedades mecânicas adequadas acompanhados de um sistema de proteção contra a corrosão.

Segundo Colpaert (2008), esse tipo de aço tem sido bastante utilizado na indústria do petróleo por proporcionar uma boa relação dureza/resistência mecânica. De acordo com a norma NACE MR0175 (2003), o aço AISI 8630 modificado tem sido amplamente empregado em seções espessas de forjados para aplicações em completação de poços de petróleo. Com menos de 1% de níquel e uma composição química balanceada para obter elevada temperabilidade sendo possível atingir até a classe de 586 MPa (85 ksi) de limite de escoamento sem ultrapassar 22 HRC, requisitos essenciais para garantir a resistência à corrosão sob tensão em meios contendo H₂S.

Para se obter boa resistência mecânica e dureza combinada com ductilidade e tenacidade, são adicionados ao aço elementos químicos que ajudam no alcance dessas propriedades. Os elementos de liga mais comuns usados como o cromo, o molibdênio, o tungstênio, o vanádio e o nióbio, em ordem crescente, são formadores de carbonetos. (SOUZA, 2001)

O molibdênio, também formador de carboneto, pode ficar dissolvido no carboneto de ferro ou formando carboneto complexo (Fe-Mo-C). Ele aumenta a temperatura de revenimento, a ductilidade e a tenacidade, dá maior temperabilidade, especialmente quando o cromo está presente.

O cromo é um elemento que forma carbonetos estáveis e mais duros nos aços, conferem aos aços grande resistência ao desgaste e grande capacidade de corte.

O vanádio é adicionado principalmente para refinar o grão dos aços devido à formação do carboneto e nitreto de vanádio, estáveis em temperaturas elevada. O carboneto de vanádio nos aços de baixa liga aumenta o intervalo de endurecimento.

O titânio também age como refinador de grão, como o vanádio, o nióbio e o alumínio, e esse efeito é mantido mesmo a altas temperaturas, principalmente quando age em conjunto com o alumínio.

A soldagem dos aços baixa liga pede atenção e necessita de cuidados especiais, uma vez que esses materiais são susceptíveis a têmpera, por causa do carbono e dos elementos de liga adicionados como o cromo, molibdênio, níquel e

vanádio. A sua microestrutura quando temperados é martensítica.

Conforme a ASM (1993), quando transformado sua microestrutura em martensita, através de ciclo térmico de revenido, têm as suas propriedades mecânicas de dureza, tenacidade, resistência mecânica e ductilidade ajustadas. Quando temperados e revenidos exibem como principal microestrutura a martensita revenida.

2.2 Aços *Maraging*

Os aços *Maraging* são uma família de aços de ultra alta resistência, com alta liga e baixo carbono. Esses aços não são endurecidos por carbono, contém de 12 a 18% de níquel, 3 a 5% de molibdênio, de 0 a 12% de cobalto, 0,2 a 1,6% de titânio e 0,1 a 0,3 de alumínio (grade livre de cobalto, também contendo cromo) e conhecido pela sua alta resistência e tenacidade, tratamento térmico simples, estabilidade dimensional durante o tratamento térmico, boa usinabilidade e excelente soldabilidade. O termo *Maraging* se refere à estrutura martensítica que se forma durante o tratamento térmicos que é endurecimento por precipitação ou envelhecimento, geralmente realizado a 482°C (900°F). (BRADY, CLAUSER, VACCARI, 2004).

Os aços *Maraging* são aços martensíticos de baixo teor de carbono, altamente ligados, em que a transformação martensítica ocorre em temperaturas inferiores a 200°C. Possuem alta resistência mecânica (limite de resistência de até 2400 MPa) alcançada por envelhecimento mas mesmo no estado solubilizado possuem limite de resistência superior a 1000 MPa. Ao contrário de muitos aços de alta resistência mecânica, os aços *Maraging* apresentam pouca distorção dimensional nos tratamentos térmicos, boa soldabilidade, boa combinação de resistência mecânica e tenacidade, o que facilita a sua utilização.

A evolução cronológica destes aços é dada pelos aços *Maraging* 200, 250, 300 e 350, em que os números significam limites de escoamento em ksi. São aços com tensão limite de escoamento variando entre 1030 MPa e 2400 MPa. Os aços *Maraging* experimentais objetivam obter tensão de escoamento extremamente alta, entre 2800 MPa a 3400 MPa (classes 350, 400 e 450). São aços com alto teor de elementos de liga como o níquel, o cobalto e o molibdênio, e baixo teor de carbono. O carbono nessas ligas é impureza, devendo sua participação ser mantida a mais

baixa possível. (CENTRO DE GESTÃO E ESTUDOS ESTRATÉGICOS, 2010)

Segundo Sha e Gou (2009, p. 1) uma série de tipos de aços *Maraging* foram otimizados para proporcionar níveis de força de rendimento específicos. As composições de alguns tipos comuns desenvolvidas pela International Nickel Ltd. (Inco) quando envelhecidos estão apresentados na Tabela 2.2a e no estado solubilizado estão mostrados na Tabela 2.2b, conforme Pickering (1978).

Tabela 2.2 – Composição nominal (%) e respectiva resistência aços *Maraging* a) comerciais após envelhecimento (Inco), b) no estado solubilizado

a)

Designação da liga	Ni	Mo	Co	Ti	Al	Tensão de resistência à tração (MPa)
18Ni (200)	18	3,3	8,5	0,2	0,1	1400
18Ni (250)	18	5,0	8,5	0,4	0,1	1700
18Ni (300)	18	5,0	9,0	0,7	0,1	2000
18Ni (350)	18	4,2	12,5	1,6	0,1	2400
18Ni (fundido)	17	4,6	10,0	0,3	0,1	1650

Fonte: Sha, Gou (2009)

b)

$\sigma_{y(0,2)}$ (MPa)	σ_{et} (MPa)	Elongação (%)	Redução de área (%)	Dureza (HV)
650 – 800	950 – 1050	17 – 19	70 – 75	290 – 32

Fonte: Pickering (1978)

Os aços *Maraging* são de fundamental interesse nos setores nuclear e aeroespacial em razão da elevada resistência mecânica, aliada a uma excelente tenacidade, características altamente desejáveis principalmente para a redução de peso e aumento de segurança. Como já citado anteriormente os aços *Maraging* apresentam boa soldabilidade, sendo esta uma propriedade fundamental na produção de componentes e podendo ser ampliado o emprego deste material para outros setores, como por exemplo, a indústria do petróleo.

Os aços *Maraging* devem ainda conter teores de alumínio, boro, zircônio e cálcio como adições para desoxidação e aumento da resistência ao impacto (até 0,05% Al) e para melhoria da tenacidade e da resistência à corrosão sob tensão (até

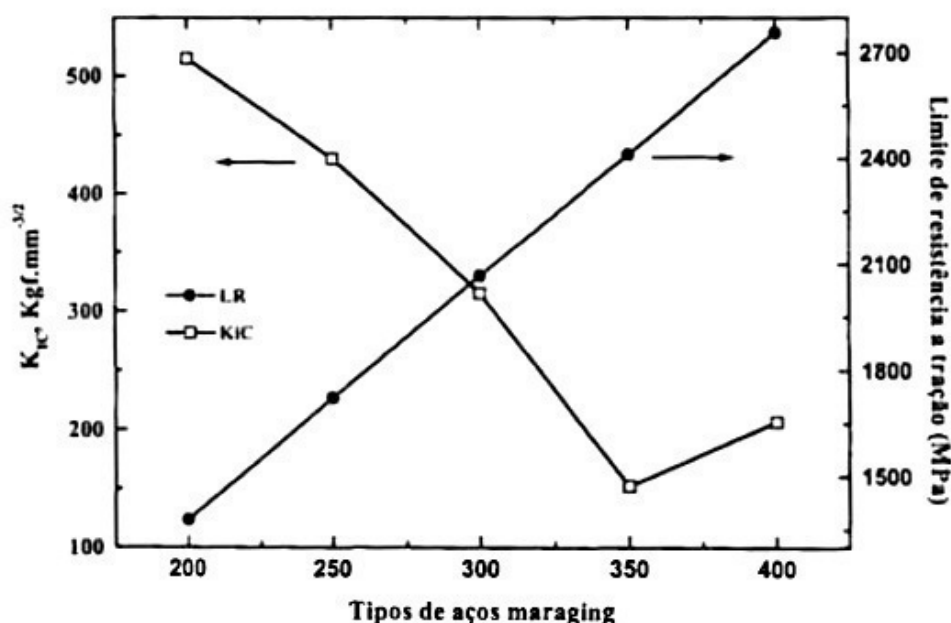
0,003% B e 0,02% Zr). O boro e o zircônio ocasionam um impedimento da precipitação em contornos de grão. Os teores de carbono, manganês, fósforo, silício, enxofre, nitrogênio e oxigênio são fixados em baixos teores para evita a fragilização por formação de nitretos, sulfetos e carbonetos, roubando titânio e molibdênio de suas funções de elevar a tenacidade. (SILVA, p. 81, 2001)

Segundo Rohrbach e Schmidt (1990), o teor de carbono nestes aços é desejado que seja o mais baixo possível, com o intuito de se minimizar a formação de carboneto de titânio (TiC), que pode ser prejudicial à resistência mecânica, ductilidade e tenacidade. Já para Sha e Guo (2009), estes aços são endurecidos pela precipitação de compostos intermetálicos, em vez de depender de precipitação de carbonetos. A ausência de carbono nesses aços confere significativamente melhor temperabilidade, formabilidade, e uma combinação

A resistência dos aços *Maraging* aumenta com o aumento do teor de cobalto. O cobalto é usado para promover locais próprios para a nucleação dos precipitados por meio de ordenação da estrutura. Aumentando-se o teor desses elementos de liga, são conseguidas resistências cada vez mais altas, porém com perda de tenacidade ou, no caso de níquel muito elevado, perda de resistência devido ao aumento da austenita retida após a têmpera, que é feita ao ar a cerca de 850°C. (SILVA, p. 81, 2001)

O titânio, sendo um elemento adicional no aumento da resistência, é aceito até certos teores. A Figura 2.1, demonstra que com a redução do teor de titânio de 1,6% do aço 18Ni(350) para 0,2% no aço 13Ni(400) há uma certa recuperação da tenacidade. (MAGNÉE, 1974, p. 50 - 80)

Figura 2.1 - Comparação da tenacidade à fratura e limite de resistência à tração de vários aços *Maraging*.



Fonte: Magneé e seus colaboradores (1974).

Um fator de grande importância nos aços *Maraging* é que o endurecimento produzido quando o Co, Mo e Ti, estão presentes é muito maior que a soma dos incrementos devido a cada elemento separadamente e uma possível explicação para isso é a existência da interação entre esses elementos de liga.

Além do níquel, outros elementos de liga presentes nos aços *Maraging* normalmente abaixam a faixa de transformação da martensita (M_i e M_f , temperaturas de início e final da transformação da martensita), com exceção do cobalto que aumenta essa faixa. Um dos papéis do cobalto nos aços *Maraging* é aumentar a temperatura M_i de maneira que aumentando outros elementos de liga (por exemplo, titânio e molibdênio, que abaixam a temperatura M_i) a transformação para martensita se completará antes que o aço atinja a temperatura ambiente. (ROHRBACH, SCHMIDT, 1990)

O alto teor de níquel na presença do molibdênio estimula a formação da fase Ni_3Mo no envelhecimento, ao invés da formação da fase de Laves (Fe_2Mo) que se forma a temperaturas bem mais altas e tempos longos, no superenvelhecimento. A liga Fe-Ni exibe altíssima resistência na região de 18%Ni e essa resistência diminui rapidamente acima de 24% de níquel devido à retenção da austenita na estrutura martensítica. (KOVESTI, ALLEN, 1970)

Nos aços *Maraging* tradicionais o molibdênio é o principal agente endurecedor. Um alto conteúdo de molibdênio, na faixa de 2 a 5%, causa o endurecimento por envelhecimento em torno de 14,3 kgf/mm² para cada 1% adicionado, pela precipitação da fase Ni₃Mo. (ELGHOZE, LEGENDRE, 1965). Mais que 5% de molibdênio é relatado agravar a formação de uma estrutura alinhada na microestrutura e causa a fragilização. O molibdênio tende a segregar durante a solidificação, induzindo a anisotropia da plasticidade e ductilidade. (MAGNEÉ, 1974, FLOREEN, SPEICH, 1964).

O cobalto não participa diretamente do endurecimento por envelhecimento, porque este elemento não forma precipitado com o ferro, níquel, molibdênio ou titânio, no sistema de liga do aço *Maraging* 18%Ni. A adição do cobalto na liga ferro-molibdênio com 18%Ni aumenta as temperaturas Mi e Mf. A principal contribuição do cobalto é diminuir a solubilidade do molibdênio na matriz martensítica e, assim, aumentar a quantidade do precipitado Ni₃Mo formado durante o endurecimento por envelhecimento. O cobalto na faixa de 6 a 9% aumenta o limite de resistência à tração em torno de 6,12 kgf/mm² para cada porcentagem de cobalto adicionado. (KOVEST, 1970, ROHRBACK, SCHMIDT, 1990).

O titânio nos aços tradicionais age como um agente suplementar de endurecimento. Contudo, o aumento no teor de titânio acarretará no aparecimento de "filmes" de Ti(C, N) nos contornos dos grãos, fragilizando os aços. É recomendado o uso de aços com teor de titânio não muito elevado, mas caso tenha que se utilizar um aço com teor mais elevado deste elemento, deve-se diminuir o teor de carbono o máximo possível, pois esses elementos possuem afinidade para a formação de carbonetos. (ELGHOZE, 1965, KALISH, RACK, 1971)

O titânio proporciona um aumento no limite de resistência de 6 a 7 kgf/mm² para cada 0,1% do elemento adicionado. Durante a solidificação do aço, este elemento tende a segregar ou precipitar nos contornos de grãos da austenita na forma de carbonitretos Ti(C, N), causando anisotropia da plasticidade e reduzindo a ductilidade. (ELGHOZE, 1965, MAGNEÉ, 1973)

O alumínio é adicionado aos aços *Maraging* 18%Ni como um agente desoxidante. Aumenta o limite de resistência entre 5,6 a 6,3 kgf/mm² para cada 0,1% adicionado. Promove um endurecimento limitado da martensita e, em concentrações superiores a 0,20%, diminui a ductilidade antes e após o envelhecimento. (DECKER, 1962, ELGHOZE, 1965, MAGNEÉ, 1973, ORSINI, 1987, SILVA, 1988)

O silício e o manganês são prejudiciais à tenacidade quando estes elementos superam 0,12% individualmente, ou quando a soma de ambos ultrapassar a 0,20%. (DECKER, 1962, ORSINI, 1987)

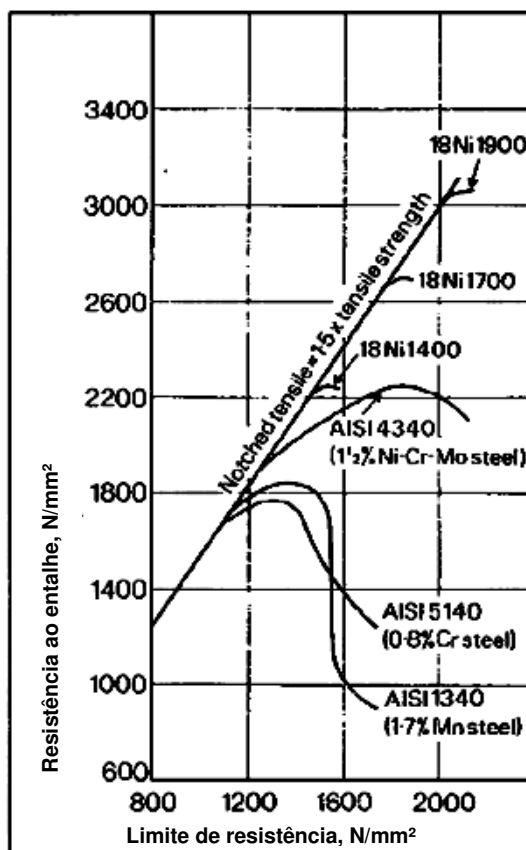
Conforme SHA e GUO (2009, p.1) a martensita é facilmente obtida nestes aços, devido ao elevado teor de níquel. A única transformação que ocorre a taxas normais de refrigeração, é a formação de martensita. A martensita sem carbono é bastante branda, mas fortemente deslocada. O endurecimento e a resistência desses aços são produzidos posteriormente pelo tratamento térmico de envelhecimento durante várias horas a 480 – 510°C, causada pela precipitação, como observado pela primeira vez por Floreen e Decker. Durante esta fase, a martensita metaestável nos aços decompõe. Felizmente, o endurecimento por precipitação ocorre muito mais rapidamente do que as reações de reversão produzindo austenita e ferrita. Assim, um endurecimento substancial pode ser produzidos antes de ocorrer a reversão. A reversão de austenita, ou a prevenção dela na maioria dos casos, é importante para o envelhecimento, porque a austenita é uma fase estável à temperatura ambiente para composições de aço *Maraging*.

2.2.1 Microestrutura e propriedades mecânicas dos aços *Maraging*

O aço *Maraging* no estado solubilizado é puramente martensítico, apresentando-se dúctil e razoavelmente trabalhável a frio devido ao baixo teor de carbono (< 0,02%) e o alto teor de níquel.

A análise por microscopia mostra que os elementos de endurecimento, molibdênio e titânio, segregam mais, devendo ser levado em consideração as quantidades desses elementos nos arames de enchimento na soldagem, pois se esse número for reduzido ocorrerá a diminuição da presença deles nas regiões intercelulares e dessa forma uma menor tendência a formação de austenita. (LANG, KENYON, 1971).

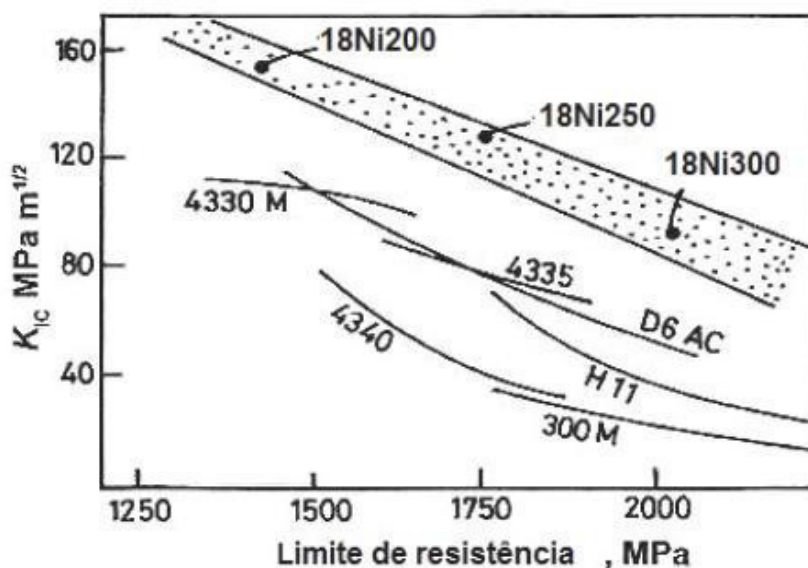
A tenacidade dos aços *Maraging* é distintamente superior aos aços convencionais no mesmo nível de força como mostrado na Figura 2.2 por meio de comparação de resistência à tração do entalhe para vários aços.

Figura 2.2 - Tenacidade dos aços *Maraging*

Fonte: INCO (1979)

A tenacidade à fratura é, de modo geral, um parâmetro importante para a ciência de materiais, sendo definida como a resistência à propagação de uma trinca em um material. No caso dos aços *Maraging*, os níveis de tenacidade à fratura e de limite de resistência são superiores aos outros aços de limite de resistência mecânica alto conforme a Figura 2.3.

Figura 2.3 - Relação entre tenacidade e resistência de diversos aços de alta resistência.

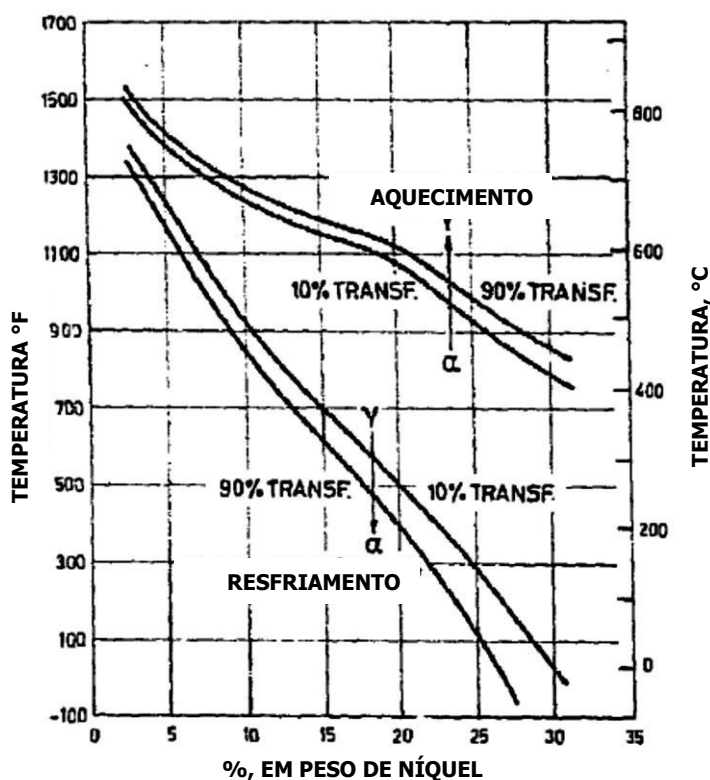


Fonte: Rao (2006)

Várias das características básicas dos aços *Maraging* estão diretamente relacionados com o aspecto do ferro final do diagrama de fases de Fe-Ni. De acordo com o diagrama de equilíbrio, na região rica em ferro em baixas temperaturas de equilíbrio em ligas ricas em ferro são ferríticos e austeníticos. No entanto, o resfriamento de uma liga que contém cerca de 10 a 25% de Ni desde o campo austenítico, a austenita não irá se decompor em austenita e ferrita, mesmo que mantido por longos tempos na temperatura que pertencem a região das duas fases. Em vez disso, com o resfriamento, a austenita se transforma em martensita de microestrutura cúbica de corpo centrado (CCC) por cisalhamento adifusional como nos aços convencionais. Um tratamento termodinâmico da transformação martensítica no Fe-9,5 a 33,2 %Ni foi desenvolvido. (MAGNEÉ, p.54, 1974)

As temperaturas de transformação martensítica são apresentadas como função do níquel no diagrama de equilíbrio metaestável conforme a Figura 2.4. Nele é possível observar que a transformação exibe uma histerese térmica com o aumento do conteúdo de níquel e que a temperatura de início da transformação martensítica (M_s) diminuí com o conteúdo de níquel contido na liga.

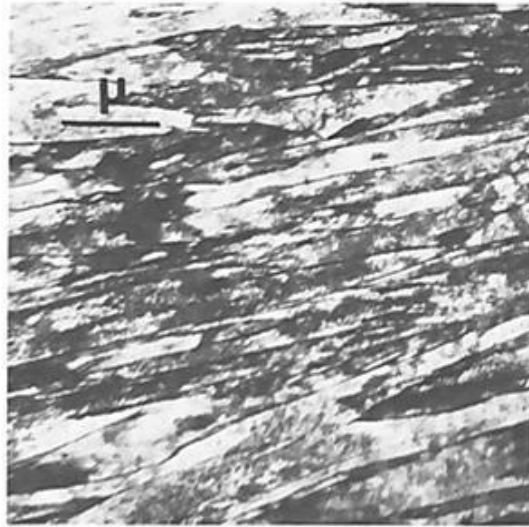
Figura 2.4 – Diagrama de transformação Fe-Ni.



Fonte: MAGNEÉ, 1974

Magneé et al. (1974) cita que há três estruturas distintas, de morfologias diferentes que podem ser obtidas no resfriamento da fase γ (CFC) em função do conteúdo de níquel presente na liga. Nas ligas contendo entre 0 e 5% de níquel, independentemente da taxa de resfriamento, e nas ligas cujo conteúdo de níquel é entre 5 e 10% para as taxas de resfriamentos baixas, a estrutura obtida é composta de grãos equiaxiais de ferrita- α . Esses grãos são pouco regulares em tamanho se comparado ao caso da condição solubilizada. Se as taxas de resfriamento são elevadas em ligas contendo níquel entre 5 e 10%, acontecerá uma transformação. Esta martensita apresenta morfologia em forma de ripas (lâminas). Este tipo de morfologia se encontra nas composições compreendidas entre 10 e 25% de níquel para qualquer taxa de resfriamento. Na Figura 2.5 está a representação deste tipo de morfologia.

Figura 2.5 – Ripas de martensita em Fe – 0,2C .



Fonte: CARON, KRAUSS (1972)

Em ligas contendo mais de 25% de níquel a transformação martensítica ocorrerá abaixo da temperatura ambiente, observando-se uma microestrutura maclada.

2.3 Transformação Martensítica

A transformação martensítica pode ser definida como um mecanismo de reação no estado sólido que resulta num movimento coordenado e/ou cooperativo entre átomos da fase matriz (mãe), cujo movimento ocorre a distâncias menores do que os parâmetros de rede, sem a presença de um processo de difusão e que mantém uma estreita correspondência de reticulado entre a fase matriz e a fase resultante que apresenta uma nova estrutura cristalina. (BAIN, 1924)

As principais características da transformação martensítica, são (BAIN, 1924; BOWLE E MACKENZIE, 1954):

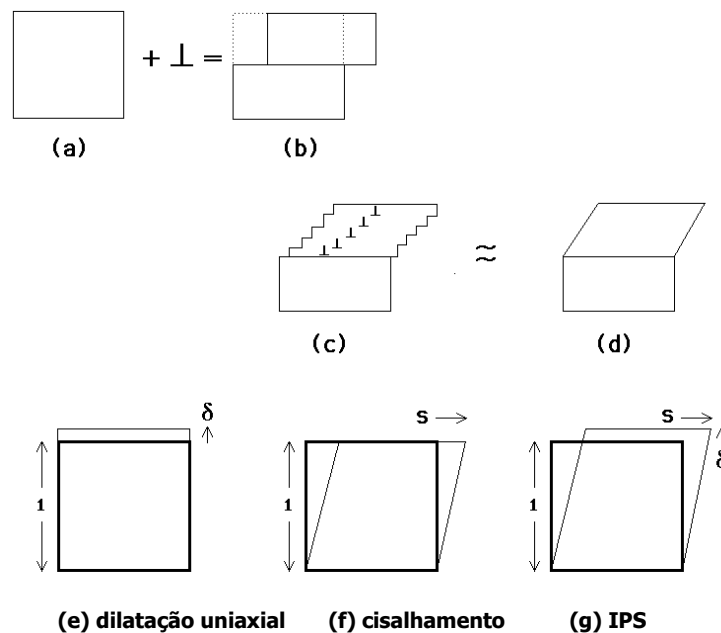
- a) A composição química da fase martensítica é a mesma da fase matriz austenítica;
- b) a transformação é acompanhada por uma variação dimensional ou, sobre superfícies polidas, pelo aparecimento de relevo;
- c) todo cristal de martensita possui um plano de hábito e uma direção de deformação específica;

d) existe uma relação de orientação cristalográfica particular entre a fase austenítica e a martensítica.

Durante a transformação martensítica, o padrão no qual os átomos no cristal inicialmente, conhecido como cristal mãe, estão arranjados é deformado de modo que uma deformação macroscópica do cristal aparecerá após a transformação. As discordâncias responsáveis pela deformação estão na interface α'/γ , com vetor de Burgers tais que além da deformação causam a mudança da estrutura cristalina. A deformação é tal que uma superfície plana inicialmente gira uniformemente em torno de uma linha formada pela interseção do plano da interface com a superfície livre. (BHADESHIA, 2009).

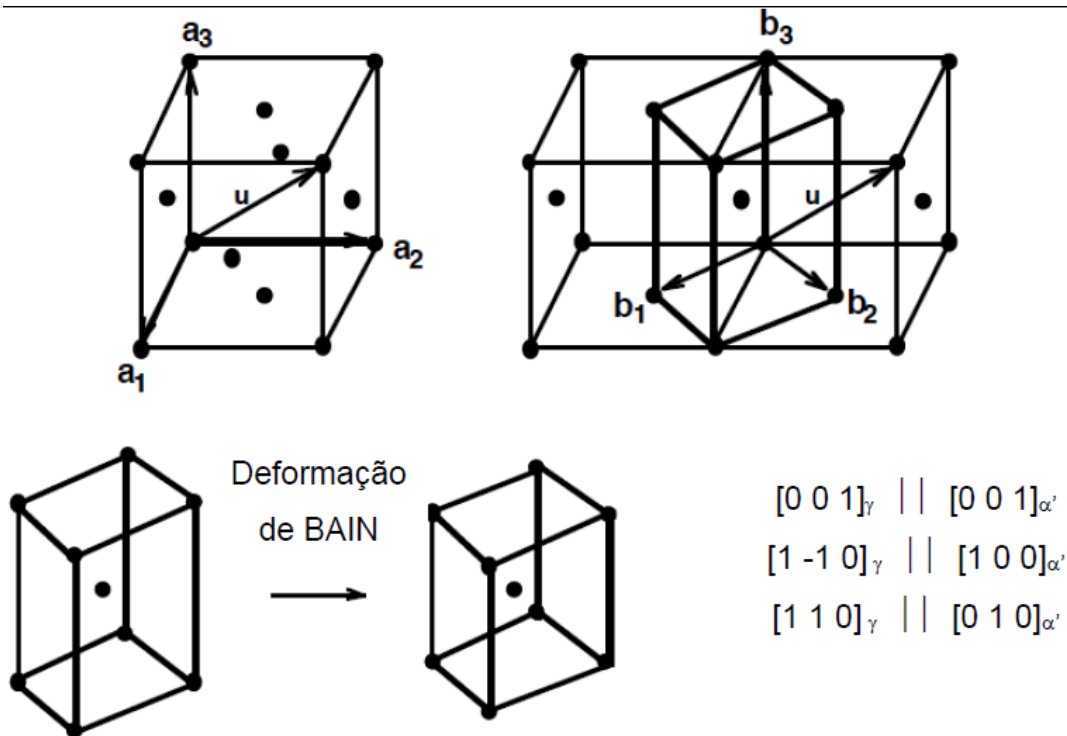
A deformação na superfície e o deslizamento das discordância no processo de transformação martensítica foi representado por Bhadeshia e Kundo (2006; 2009), conforme a Figura 2.6. Na Figura 2.6 (a,b) representam o degrau causado pelo deslizamento de uma discordância; (c,d) as discordâncias causando uma deformação macro; (e) plano invariante com uma dilatação uni-axial; (f) plano invariante com uma deformação cisalhante e (g) plano invariante combinando os efeitos da dilatação axial e da deformação cisalhante.

Figura 2.6 – Deformação na superfície e o deslizamento das discordância no processo de transformação martensítica.



Bain, em 1924, propôs o modelo conhecido atualmente como deformação de Bain que representa a mudança da estrutura cristalina na transformação CFC-CCC. A deformação é representada por uma matriz 3 x 3, na qual a diagonal assume os valores $a\alpha'/a\gamma$, $\sqrt{2}a\alpha'/a\gamma$ e $\sqrt{2}a\alpha'/a\gamma$, sendo os demais componentes da matriz nulos e $a\alpha'$ e $a\gamma$ os parâmetros de rede da martensita e da austenita. A Figura 2.7 mostra a correspondência que implica nas relações de orientação.

Figura 2.7 – Relações de orientação e deformação de Bain



Fonte: Bhadeshia (2001).

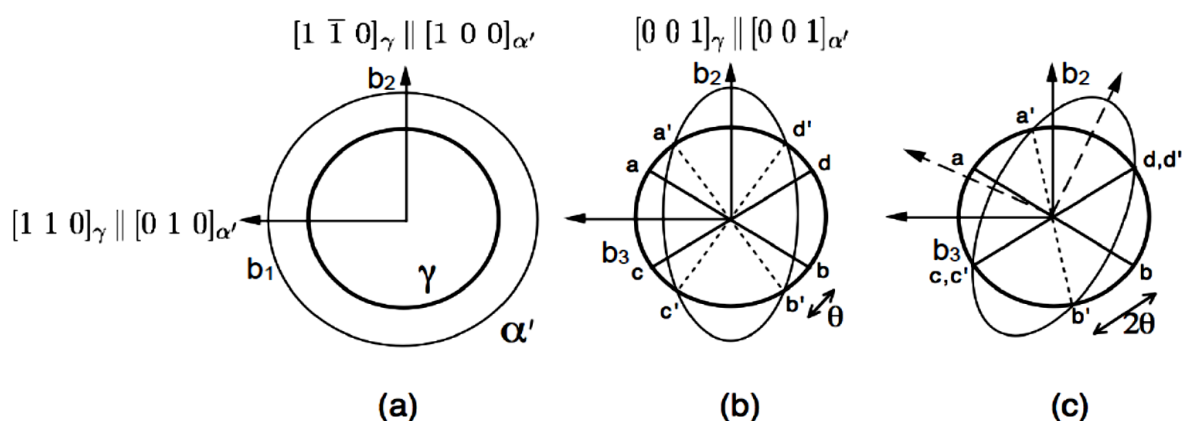
As relações de orientação ilustradas na Figura 2.7 não são observadas experimentalmente porque a energia de deformação associada seria muito grande, superior à energia química necessária para a transformação. A deformação de Bain também não representa uma transformação martensítica por não satisfazer o requisito essencial da existência de uma linha invariante. A deformação de Bain resulta de uma compressão na célula CCC ao longo do eixo z.

Um modelo clássico de transformação martensítica é apresentado na Figura 2.8 em que a austenita é representada por uma esfera que como resultado da deformação de Bain, se transforma em uma elipse que seria a martensita. Na Figura 2.8, (a) e (b) representam o efeito da deformação de Bain na austenita enquanto (c) a linha

invariante resultante da deformação e da rotação de corpo rígido

Pode-se observar que apenas com esta deformação não existe qualquer linha que seja mantida sem deformação e sem rotação. Entretanto a combinação dos efeitos de deformação de Bain e rotação de corpo rígido fazendo coincidir $c'd'$ com cd resultam numa linha invariante no sistema. A combinação da deformação de Bain e da rotação de corpo rígido BR prediz exatamente a relação de orientação entre a fase mãe e o produto.

Figura 2.8 – Modelo clássico de transformação martensítica.



Fonte: Bhadeshia (2001).

2.4 Soldabilidade dos aços

Lang e Kenyon (1971) afirmaram em seu estudo que as diferenças na condutibilidade térmica entre o aço *Maraging* e os outros materiais não criariam qualquer dificuldade na soldagem, mas que as condições de soldagem deveriam ser ajustadas para promover uma entrada de calor elevada, ou pré-aquecimento, para o metal de maior condutibilidade térmica. Este pré-aquecimento facilita as operações de soldagem, favorecendo a difusão do hidrogênio e a diminuição de altos níveis de dureza na zona afetada pelo calor (ZAC), logo no processo de soldagem da junta com restrição foi aplicado pré-aquecimento objetivando diminuir a velocidade de resfriamento da junta soldada e as tensões residuais, bem como as forças de contração neste tipo de junta.

Para a aplicação do pré-aquecimento de soldagem foi adotado o método do carbono equivalente (C_{eq}), no qual a necessidade de pré-aquecimento de uma

solda está relacionada ao seu teor de carbono acrescido dos teores de certos elementos de liga:

$$C_{eq} = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Ni}{15} + \frac{\%Mo}{4} + \frac{\%Cr}{5} + \frac{\%Cu}{13} \quad (\text{Equação 3.1})$$

Sendo válida quando os teores dos elementos estão dentro das seguintes faixas:

$$\begin{array}{lll} \%C < 0,50 & \%Mn < 1,60 & \%Ni < 3,50 \\ \%Cr < 1,50 & \%Cu < 1,00 & \%Mo < 0,60 \end{array}$$

Outro método para determinar a temperatura de pré-aquecimento foi adotado para comparação com o valor obtido no C_{eq} , a equação dada pelo *International Institute of Welding* que sugere:

$$C_{eq} = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5} + \frac{\%Ni + \%Cu}{15} \quad (\text{Equação 3.2})$$

Segundo Cantarin (2011), vários tipos de aços são usados para a construção de estruturas submarinas no setor petrolífero. No entanto, alguns aços possuem baixa soldabilidade devido ao alto teor de carbono e alta porcentagem de elementos de liga, formadores de fases frágeis durante o resfriamento.

Os grandes problemas da soldabilidade dos aços é a formação de trincas induzidas pelo hidrogênio e a perda da tenacidade na zona afetada pelo calor e na zona fundida, associada com a formação de estruturação de granulação grosseira e o aparecimento de trincas de solidificação em materiais contaminados no momento da soldagem com alto aporte térmico, ou com baixo aporte térmico a formação de martensita na soldagem. (MODENESI, 2001).

De acordo com Decker (1988) e Floreen (1968), citam como uma das vantagens dos aços *Maraging* 18%Ni a boa soldabilidade mesmo na condição envelhecida. Já KOVESI (1970) afirma que a ausência de carbono melhora a ductilidade e tenacidade, e aumenta a resistência a radiação e a fragilidade ao revenido e ao hidrogênio. Isto também melhora a soldabilidade e a deformação a quente pelo impedimento da precipitação dos carbonetos de titânio e molibdênio, facilitando a conformação a frio e a usinagem pela diminuição da taxa de encruamento.

Além disso, a ausência de carbono impede a trinca por têmpera e por soldagem, evita a descarbonetação, e reduz ao mínimo as alterações dimensionais causadas pelo tratamento térmico.

2.5 Soldagem dos aços *Maraging*

Os aços *Maraging* podem ser soldados sem pré-aquecimento na condição recozido e tratado termicamente. Essa ligas possuem resistência à fragilização por hidrogênio e fissuração por corrosão sob tensão, geralmente superiores aos dos aços alta resistência e baixa liga. (MAGNEÉ, p.51, 1974)

Lang e Kenyon (1971) afirmaram em seu estudo que as diferenças na condutibilidade térmica entre o aço *Maraging* e os outros materiais não criariam qualquer dificuldade na soldagem, mas que as condições de soldagem deveriam ser ajustadas para promover uma entrada de calor elevada, ou pré-aquecimento, para o metal de maior condutibilidade térmica. Este pré-aquecimento facilita as operações de soldagem, favorecendo a difusão do hidrogênio e a diminuição de altos níveis de dureza na zona afetada pelo calor (ZAC), logo no processo de soldagem da junta com restrição foi aplicado pré-aquecimento objetivando diminuir a velocidade de resfriamento da junta soldada e as tensões residuais, bem como as forças de contração neste tipo de junta.

Tabela 2.3 – Valores sugeridos de temperatura de pré-aquecimento

C_{eq} (%)	Temperatura de pré-aquecimento (°C)
Até 0,30	Opcional
0,30 – 0,45	100 – 200
Acima de 0,45	200 – 375

Fonte: ESAB

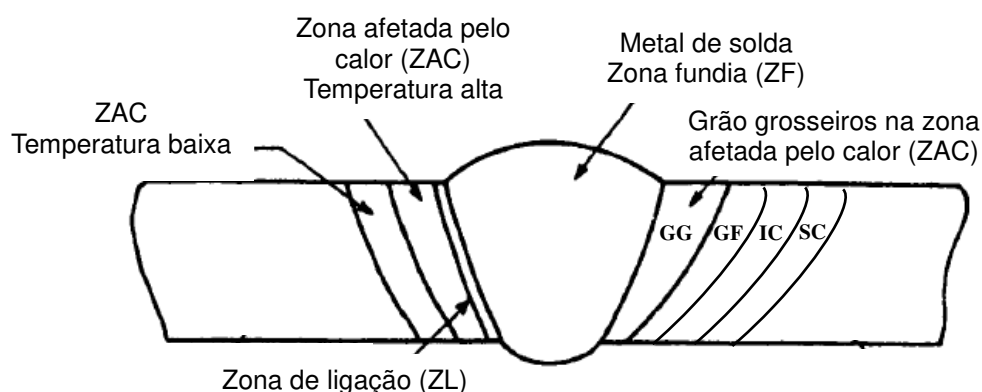
Knoth e Lang (1966) estudaram os aços *Maraging* 18Ni utilizando o processo de soldagem TIG e MIG. Eles concluíram que a utilização do *Maraging* é atraente do ponto de vista de fabricação por causa de suas características intrínsecas

que as tornam compatíveis para a soldagem. Estas características incluem distorção mínima, elevada resistência ao trincamento, ausência de restrições a temperabilidade e poucas mudanças nas propriedades da ZAC.

2.6 Metalurgia da soldagem

Na soldagem, existem regiões que possuem características distintas, que irão depender das condições térmicas em que a solda foi executada e da composição química dos metais base e do metal de adição. Na Figura 2.9 estão representadas as regiões de uma junta soldada.

Figura 2.9 – Regiões de uma junta soldada



Fonte: Adapta pelo autor

Das regiões características da junta soldada, há duas regiões nas quais é provável a ocorrência de transformação de fase, a zona fundida (ZF) e a zona afetada pelo calor (ZAC). As transformações de fase nestas regiões dependem de diversos fatores, tais como composição química, tamanho de grão, pico de temperatura atingida e velocidade de resfriamento. (EASTERLING, 1983).

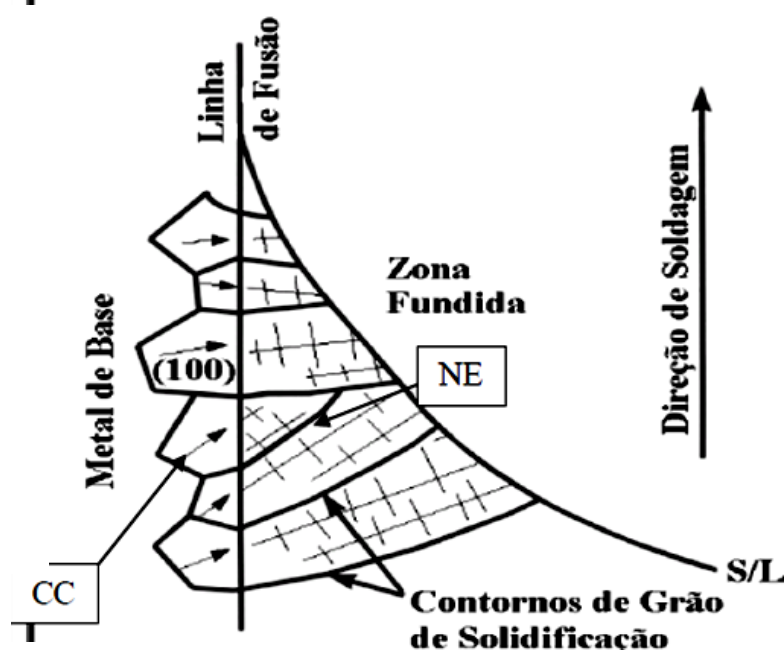
2.6.1 Zona de fusão

A zona de fusão é a região constituída pela fusão do metal de solda e a dissolução entre o metal base e o metal de solda no processo de soldagem. Nesta região ocorre o surgimento de grãos no sentido perpendicular à interface líquido/sólido

durante a solidificação, decorrente do desenvolvimento físico e direcional dos grãos.

Kejelin (2006) descreveu o crescimento do grão explicando que os grãos possuem autonomia preferencial de crescimento, produzindo grãos colunares largos que se encontram no centro do cordão (CC) de solda e formam um ângulo elevado com a linha de centro do cordão, e que se desenvolve nas direções das linhas centrais da solda, ou seja, direções de maior facilidade de deslocamento. Como exemplos, os metais CFC e CCC que tendem a ter uma direção cristalina de $\langle 100 \rangle$ e os HCP com direções cristalinas de $\langle 1010 \rangle$. Esses direcionamentos cristalinos fáceis dificultam o deslocamentos de grãos irregulares e a ocupação deles em vazios quanto a orientação do gradiente máximo de temperatura. Kejelin (2006) ilustrou em seu trabalho a nucleação e o crescimento competitivo dos grãos apresentados por Kou (2003), conforme a Figura 2.10.

Figura 2.10 – Nucleação epitaxial e crescimento competitivo dos grãos



Fonte: Kou (2003)

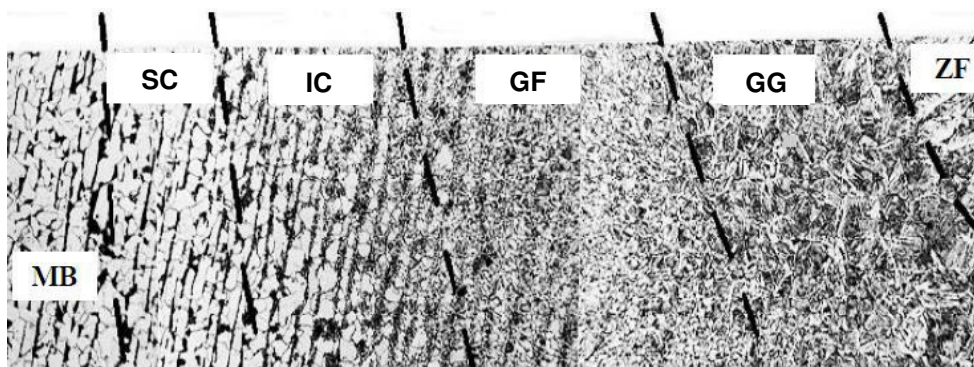
O crescimento dos grãos se opõe através dos átomos procedentes da fase líquida sobre o substrato (metal de base), prolongando-se sem modificar a estrutura cristalina e a orientação cristalográfica, este processo é conhecido por nucleação epitaxial (NE), ocorrendo este crescimento justamente pelo completo molhamento do substrato pelo metal de solda.

2.6.2 Zona afetada pelo calor (ZAC)

Região da junta soldada que sofre alterações microestruturais decorrentes do ciclo térmico experimentado durante o processo de soldagem. A largura da ZAC recebe uma influência direta do aporte térmico empregado. A ZAC mostra uma tendência de zonas com microestruturas heterogêneas, reduzindo de maneira significativa a tenacidade da junta soldada.

De acordo com Silva (2009) a ZAC de uma solda monopasse é dividida em quatro regiões: região de grãos grosseiros (GG), região de grãos finos (GF), região intercrítica (IC) ou parcialmente recristalizada e região subcrítica (SC). Uma representação destas zonas é mostrada na Figura 2.11. Vale salientar que as regiões da ZAC em juntas soldadas por multipasses são divididas, também, em quatro regiões, classificadas de acordo com as temperaturas recebidas.

Figura 2.11 – Estrutura da zona afetada pelo calor



Fonte: Silva (2009)

2.6.2.1 Zona afetada pelo calor de grãos grosseiros (ZAC – GG)

Região próxima à interface entre o metal base e o metal de solda, vizinho a zona de ligação, constituído por grãos grosseiros. O crescimento do grão ocorre em temperaturas entre 1100°C à 1500°C. Em juntas soldadas por multipasse nesta região os grãos grosseiros são reaquecidos subcriticamente abaixo da temperatura A_{c1} , por este fato não são afetados pelos passes posteriores.

2.6.2.2 Zona afetada pelo calor de grãos finos (ZAC – GF)

Corresponde a uma região austenitizada, contudo, com uma temperatura insuficientemente para promover o crescimento do grão. O crescimento de grãos finos se obtém em temperaturas entre 900°C à 1100°C. A temperabilidade desta região é restringida e mostra excelência em resistência mecânica e ductilidade, contudo com possibilidade de formação de martensita, caso a proporção de elementos de liga seja favorável à transformação martensita e a taxa de resfriamento for muito alta.

2.6.2.3 Zona afetada pelo calor Intercrítica (ZAC – IC)

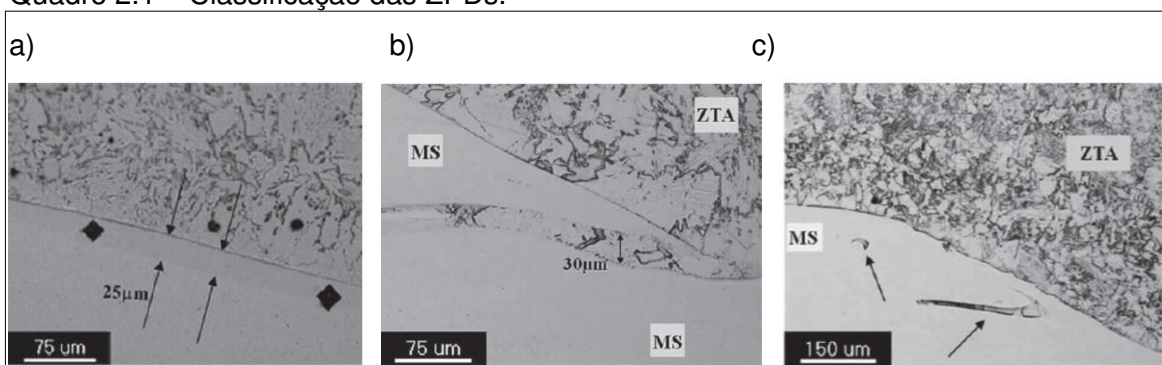
Região em que ocorre uma transformação parcialmente austenítica, na qual a microestrutura perlítica origina a austenita. A microestrutura que surge é refinada e os teores de carbono são maiores que os valores nominais dos aços. Dependendo da velocidade de resfriamento, a austenita pode se transformar em perlita, bainita ou ilhas de martensita-austenita com propriedades mecânicas piores que as do metal de base.

2.6.2.4 Zona afetada pelo calor Subcrítica (ZAC – SC)

Região sem transformação austenítica, contudo o aço ainda recebe efeitos da temperatura. Em aços temperados, se produz um revenimento da martensita que reduz a resistência mecânica de

Quando se realiza a soldagem de materiais dissimilares ocorre a formação de pequenas zonas descontínuas, duras e frágeis ao longo da interface da linha de fusão. Essas zonas são regiões que possuem variação da composição química, mas intermediária entre o metal base e o metal de solda, são denominadas de zonas parcialmente diluídas (ZPDs). Essas ZPDs podem fragilizar a solda tornando a junta susceptível a ataque de corrosão por “*pitting*”, fragilização por hidrogênio e trincas por corrosão. Essas ZPDs são compostas de várias formas e tamanhos e podem se classificar como: estruturas de praias, estruturas de penínsulas, conforme o Quadro 2.1 no qual estão representados pela letra A as praias, B as penínsulas e C as ilhas.

Quadro 2.1 – Classificação das ZPDs.



Fonte: SILVA (2010), SAVAGE (1976).

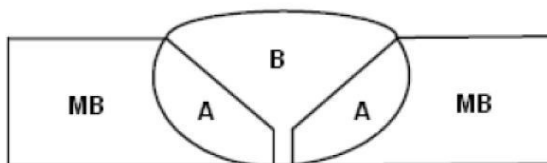
2.7 Diluição e o Diagrama de Schaeffler

O diagrama de Schaeffler é um diagrama prático, utilizado para determinar a estrutura metalúrgica final da junta soldada. A estrutura obtida estará em função do cromo equivalente (eixo das abscissas) e do níquel equivalente (eixo das ordenadas), os quais são calculados em função da composição química dos materiais empregados na junta soldada.

Na soldagem de metais dissimilares, a composição química da solda será intermediária entre as composições químicas do metal de base e do metal de adição. Conforme o *Welding Handbook* (1998) estimar a composição química de uma solda dissimilar torna-se fundamental, pois o conhecimento da diluição imposta pelo procedimento adotado mostra a alteração na composição do metal de adição depositado por soldagem causada pela mistura com o metal de base. Logo, a diluição representa o grau de contribuição da composição química do metal de base para a composição final do metal de solda.

Numa junta dissimilar, a diluição pode ser determinada por uma relação entre áreas e a partir do seccionamento transversal de uma simples deposição por soldagem. A Figura 2.12 e as equações 2.1 e 2.2 a seguir ilustram o método de determinação da diluição.

Figura 2.12 – Representação esquemática da junta soldada para a determinação da diluição.



Fonte: CANTARIN (2011)

$$D = \frac{B}{B+A} \cdot 100\% \quad (2.1)$$

$$\%MS = \%MS(I - D) + \%MB \cdot D \quad (2.2)$$

Sendo,

D – Diluição;

%(MS) = % de X na solda;

%(MB) = % de X no metal de base;

%(MA) = % de X no metal de adição.

A – metal de solda

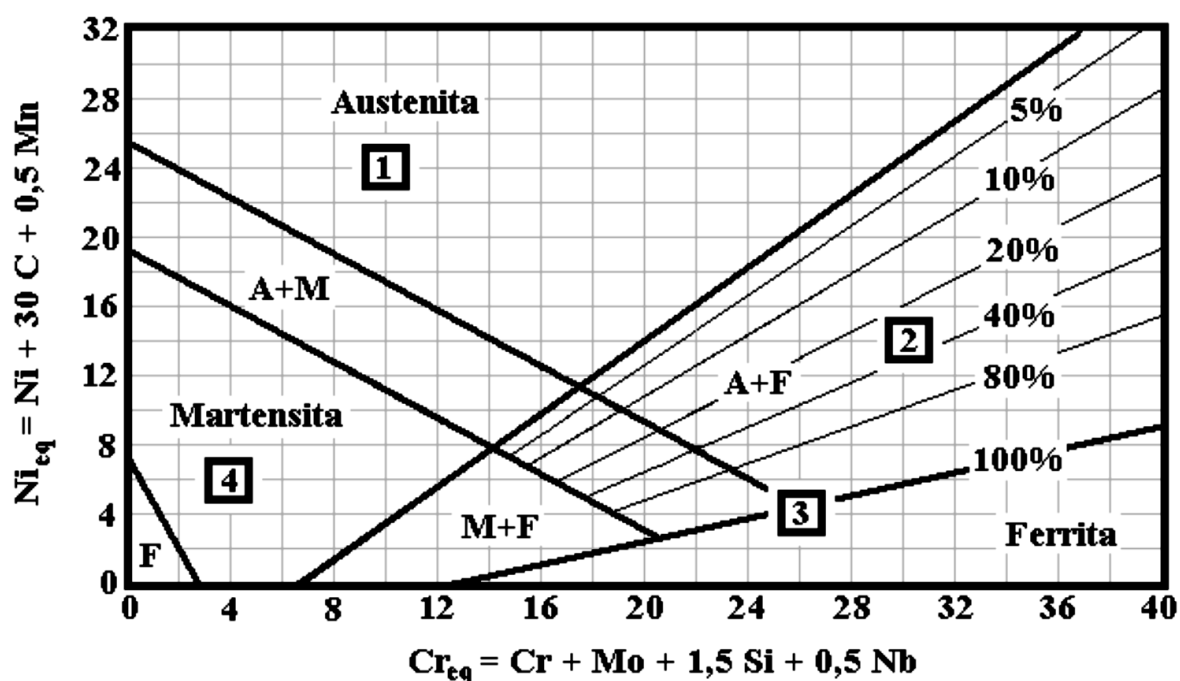
B – zona afetada pelo calor

A correlação da diluição nas equações 2.1 e 2.2 com a Figura 2.12 está entre a área da junta soldada com base nela e dos materiais depositados.

A capacidade de determinar a composição aproximada do metal de solda é importante para que se possam estimar algumas propriedades da junta fabricada. O diagrama de Schaeffler permite determinar as fases presentes, principalmente, estimar para soldagem de ligas especiais e buscar minimizar possíveis defeitos provenientes de soldagem, principalmente em juntas dissimilares soldadas. A Figura 2.13 ilustra o diagrama de Schaeffler dividido em 04 regiões críticas que estão relacionadas com algum tipo de problema metalúrgico que surge devido a:

- a) Região I: fragilização devido ao crescimento do grão;
- b) Região II: formação da fase sigma
- c) Região III: crescimento de grão na ZAC e sensitização;
- d) Região IV: fragilização por formação de martensita.

Figura 2.13 – Diagrama de Schaeffler mostrando as previsões das microestruturas em função da composição química (Cr_{eq} e Ni_{eq}).



Fonte: CANTARIN (2011)

2.8 Tensões residuais

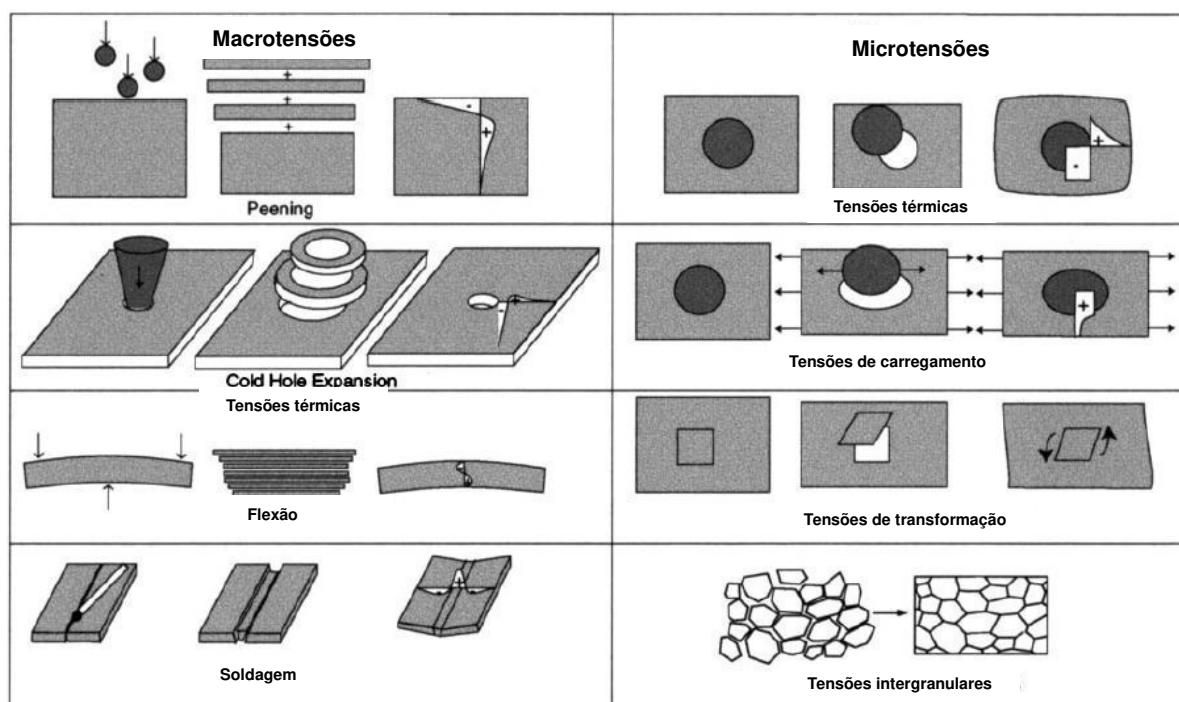
Segundo Rajad (1992) e Kou (2002), as tensões residuais são definidas como tensões auto-equilibradas existentes em um corpo, livre de qualquer ação de forças externas ou restrições atuando sobre seus limites. Cindra Fonseca (2000) enfatiza que as tensões residuais são tensões internas auto-equilibradas existentes nos materiais em condições de temperatura uniforme e sem carregamento externo, sendo originadas durante os processos de fabricação ou por esforços sofridos ou realizados pelo material. O desenvolvimento de tensões residuais nas construções soldadas é intrínseco ao processo de soldagem e é função dos parâmetros utilizados na execução do cordão de solda, tais como: geometria da junta, número de passes, composição química dos metais de base e de adição, e de outros fatores pertinentes ao processo de soldagem. (CINDRA FONSECA, 2000)

Essas tensões podem ser induzidas no material em quase todas as etapas de seu processamento, como por exemplo, fundição, laminação, flexão, corte à chama, forjamento, usinagem, soldagem, brasagem, aspersion térmica, eletrodeposição, tratamentos térmicos, termoquímicos e tratamentos superficiais. (Masubuchi, 1983;

Welding Handbook, 1991; Lum 1996; Capello, 2004; Waki et al., 2003; Rohde & Jeppsson, 2000).

As tensões residuais podem ser categorizadas pela causa (termicamente ou mecanicamente), com a escala sobre a qual elas estão auto-equilibradas, ou de acordo com o método através do qual elas são medidas. As tensões residuais são originadas por desajustes de regiões diferentes, como exemplo, aquelas causadas pela deformação plástica não-uniforme de uma barra fletida. Na Figura 2.14 estão representados diferentes tipos de micro e macro tensões residuais originados de desajustes em diferentes regiões. (WITHERS; BHADSHIA, 2001)

Figura 2.14 – Diferentes tipos de macro e micro tensões residuais.



Fonte: WITHERS; BHADSHIA (2001)

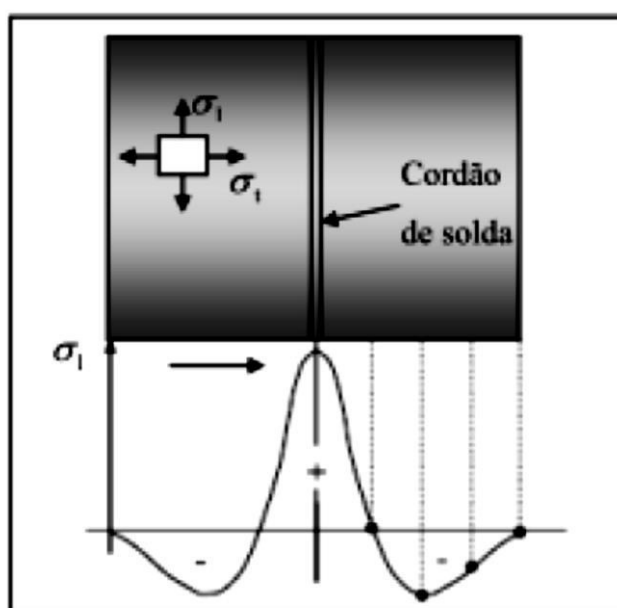
Modenesi (2008) cita que uma das principais causas do aparecimento das tensões residuais é a ocorrência, ao longo de uma seção da peça, de deformações plásticas não uniformes, as quais podem ser originadas por efeitos mecânicos ou térmicos, e durante a soldagem, podem também ser resultantes de transformações microestruturais não homogêneas que impliquem em alterações volumétricas.

Na Figura 2.15 está representado um padrão típico de tensões residuais longitudinais macroscópicas encontrado em chapas finas soldadas está apresentado. Nele é possível observar que há um valor máximo de tensão trativa no cordão de solda

e que ocorre uma redução deste valor na medida em que se afasta do cordão até que a tensão se torne compressiva, para manter o equilíbrio dos carregamentos internos, considerando-se que as tensões são constantes ao longo da espessura.

Tensões trativas na superfície dos materiais são consideradas indesejáveis, visto que geralmente contribuem de forma negativa sobre a performance dos materiais, levando geralmente ao colapso. Kandil (2001) afirma que tensões residuais compressivas nas superfícies dos materiais são consideradas benéficas.

Figura 2.15 – Representação de um padrão típico de tensões residuais longitudinais.



Fonte: PUC-Rio

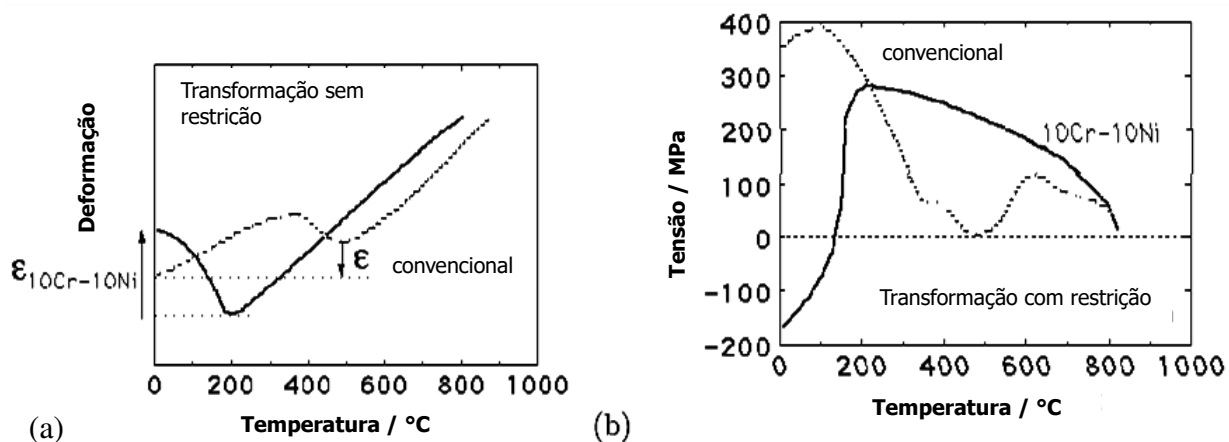
2.8.1 Efeito da Temperatura de Transformação Martensítica nas Tensões Residuais da Junta Soldada

Em juntas soldadas as tensões residuais surgem como resultado de uma operação do processo de soldagem em consequência ao depósito de metal fundido e da aplicação de intensa e localizada da quantidade de calor. No caso dos aços, diferentes transformações no estado sólido podem ocorrer durante o aquecimento ou resfriamento do material. Baixas taxas de resfriamento podem acarretar uma microestrutura de ferrita e perlita. Já com resfriamentos rápidos a fase martensita pode precipitar. As duas microestruturas apresentam comportamento completamente diferente no que se refere ao aparecimento de tensões residuais. BHADSHIA (2004)

A forma convencional de reduzir o nível de tensões residuais tem sido sempre atuando durante o projeto ou promovendo tratamentos térmicos pós soldagem. A primeira das soluções muitas vezes acarreta em perda de eficiência enquanto que o tratamento térmico é muitas vezes logisticamente muito complicado. Uma técnica alternativa quando lidando com a soldagem de aços é induzir uma transformação de fases adifusional durante o resfriamento da solda. Quando a austenita se transforma em placas de martensita ou bainita, a transformação de fase resulta em uma deformação no plano invariante e uma dilatação normal ao plano. Cada grão de austenita pode se transformar em até 24 variantes cristalograficamente diferentes. Se cada variante deforma igualmente as deformações de cada variante se cancelarão e a deformação macroscópica final será apenas a mudança de volume. No entanto, se tensões externas atuam durante a transformação, o fenômeno da seleção de variantes acontece. Esta seleção de variantes pode se contrapor às tensões trativas oriundas do resfriamento. É muito importante que estas transformações ocorram em temperaturas baixas o suficiente de modo a que o balanço de tensões se mantenha até a temperatura ambiente.

Otha et. al.(2003) e Wang et.al. (2002) induziram transformações martensíticas em juntas soldadas e mostraram o aumento significativo da resistência a propagação de trincas nesta soldas. Eles desenvolveram um metal de solda com 10% Ni e 10% Cr e um baixo valor de transformação martensítica ($M_s = 180^\circ \text{C}$). A Figura 2.16 mostra a comparação entre a composição desenvolvida por Otha e um eletrodo convencional na soldagem de um aço ARBL. Nesta figura (a) representa a redução de volume da solda durante o resfriamento e (b) as tensões residuais resultantes em ambas soldagens.

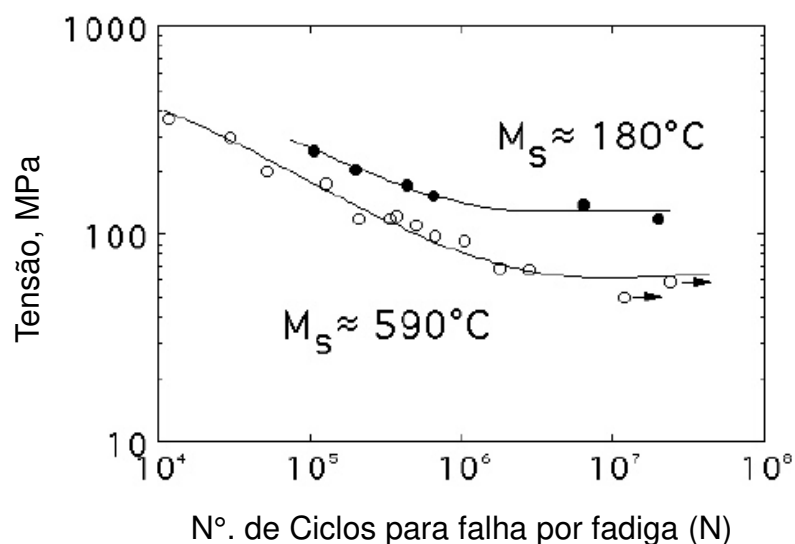
Figura 2.16 - Comparação entre a composição desenvolvida por Otha e um eletrodo convencional na soldagem.



Fonte: Otha (2003)

Otha et al também realizaram ensaios de fadiga em juntas soldadas com eletrodos com diferentes temperaturas de início de transformação martensítica (M_s). A Figura 2.17 mostra a vantagem do material soldado com material de adição cuja transformação martensítica acontece a uma temperatura inferior.

Figura 2.17 - Melhorias da resistência à fadiga de estruturas soldadas com metal de adição com baixa temperatura de transformação martensita.



Fonte: Otha (1999)

Murakawa e seus colaboradores (2008) pesquisaram sobre o efeito da temperatura de início da transformação martensítica sobre as tensões residuais em

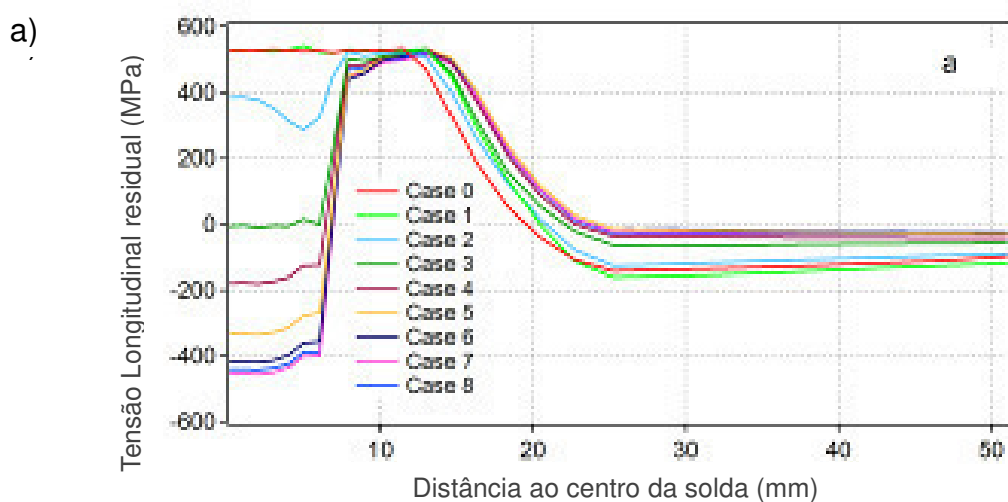
chapas finas soldadas. A Figura 2.18 mostra dados desse estudo obtidos por simulação para valores de tensão longitudinal em uma solda utilizando materiais de soldagem com início de transformação martensítica conforme Tabela 2.4.

Tabela 2.4 – Valores de Ms e Mf para os casos apresentados na Figura 2.12

Caso	Ms [°C]	Mf [°C]
0	n/a	n/a
1	750	635
2	650	535
3	550	435
4	450	335
5	350	235
6	250	135
7	150	35
8	100	-15

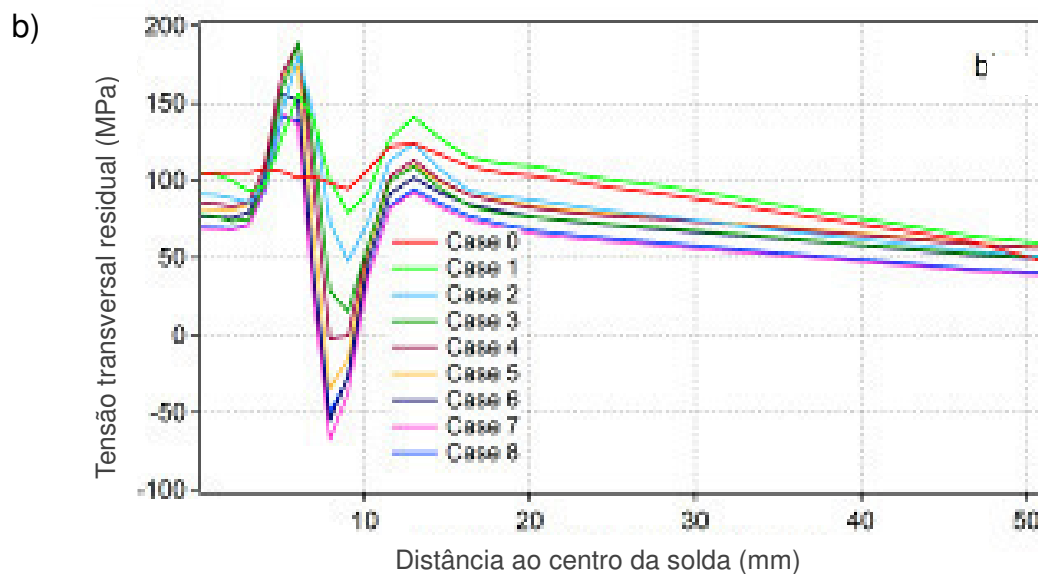
Fonte: Murakawa et al(2008)

Figura 2.18 - Previsão de tensões residuais (a) longitudinal; (b) transversal.



Fonte: Murakawa (2008)

Figura 2.18 - Previsão de tensões residuais (a) longitudinal; (b) transversal.(continuação)



Fonte: Murakawa (2008)

Com a diminuição da temperatura M_s , a tensão, perto da linha central da solda diminui e torna-se de compressão quando a temperatura M_s cai abaixo de 500°C . A tensão atinge um mínimo (máximo de valor de compressão) de cerca de -420 MPa , quando a temperatura M_s é inferior a 150°C . Tendências semelhantes são observadas para a tensão transversal (Figura 2.18b), ou seja, a tensão diminui com a diminuição da temperatura de transformação.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Materiais

Para a realização deste trabalho os materiais de consumo e equipamentos utilizados foram agrupados em cinco categorias: metais base, metais de adição, eletrodos, gases de proteção e equipamentos.

3.1.1 Metais base

Neste trabalho foram utilizados como metal base quatro aços: AISI 8630MM, AISI 4130, ASTM A36 e o ASTM A516 Grau 70.

Os aços AISI 4130 e ASTM A36 foram utilizados para realização do teste de seleção dos parâmetros de soldagem com deposição de uma camada de metal de adição com aço *Maraging* 350 e *Maraging* 250. As composições químicas destes aços estão nas Tabelas 4 e 5.

Tabela 3.1 - Composição química do aço AISI 4130

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V
0,29	0,29	0,57	0,012	0,002	0,99	0,25	0,25	0,05

Fonte: Aços Especiais Iguatemi Ltda.

Tabela 3.2 - Composição química do aço ASTM A36

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V
0,25	0,4	0,8	-	-	-	-	-	-

Fonte: Aços Especiais Iguatemi Ltda.

Os aços AISI 8630MM e ASTM A516 Grau 70 foram os metais base empregados na junta soldada deste estudo.

O aço AISI 8630MM foi escolhido por ser um aço usado para componentes mecânicos em geral sob a ação de tensões dinâmicas, utilizado na indústria petrolífera e construção naval.

O aço ASTM A516 Gr 70 foi selecionado com o objetivo de possibilitar a fabricação das juntas soldadas e por se tratar de um aço usado na fabricação de equipamentos na indústria do petróleo, que atende aos requisitos de tenacidade em serviços de moderada e baixa temperatura, cuja graduação 70 de sua especificação corresponde à 70.000 psi (482,6 MPa) de resistência à tração.

As Tabelas 6 e 7 apresentam a composição química destes materiais segundo o fabricante.

Tabela 3.3 - Composição química do aço AISI 8630MM

C	Si	Mn	P	Cr	Mo	Ni	Cu	Al
0,36	0,3	0,86	0,006	0,93	0,38	0,81	0,06	0,02

Fonte: fabricante

Tabela 3.4 - Composição química dos metais base ASTM A516 G70

C	Mn	P	S	Si
0,28	0,85 – 1,20	0,025	0,025	0,15 – 0,40

Fonte: fabricante

Para confirmar e comparar a composição química das chapas de aço, utilizadas nesta pesquisa para os ensaios de resistência ao impacto e verificar se estava em conformidade com a especificada pela norma ASTM A516 / A516M-06 (ASTM, 2006), foi realizada uma análise química através da técnica de espectrometria de emissão ótica, em uma amostra medindo 0,03 x 0,05 x 0,019 m retirada de uma região afastada por 0,1 m das bordas da chapa de aço ASTM A516 grau 70 fornecida, visando obter uma amostra isenta de influências causadas pelo corte térmico realizado pelo fornecedor.

O resultado da análise química apresentada na Tabela 8, mostrou que o material utilizado atende às especificações da norma ASTM A516/A516M-06, quando comparado com os teores dos elementos listados na Tabela 8 que faz referência a composição nominal.

Tabela 3.5 - Resultado da análise química do aço A516 G70

Item	C	Mn	P	S	Si
A516 Grau70	0,28	0,85 – 1,20	0,025	0,025	0,15 – 0,40

Fonte: Elaborado pelo autor

3.1.2 Metais de adição

Como metal de adição foram utilizados 04 (quatro) tipos de consumíveis: arames-eletrodos AWS ERNiCrMo-3, conhecido comercialmente como uma liga especial de níquel 625 (Inconel 625®), eletrodos de aço *Maraging* 350, eletrodos de aço *Maraging* 250 e eletrodos de aço carbono.

O consumível de Inconel 625 foi adquirido na forma de bobinas sendo arames-eletrodos AWS ERNiCrMo-3 (similar a liga UNS N06625 - Inconel 625 ®) de diâmetro de 1,2 mm. O aço *Maraging* 350 foi adquirido como arame na forma de bobina (GSCO 12 - *Maraging* 350 - *MARAGING* 350) de 1kg sendo o eletrodo de diâmetro de 0,8 mm. O consumível de aço *Maraging* 250 (MAR 250) foi adquirido na forma de vareta (MG 701T) com diâmetro de 1,2 mm.

Os eletrodos de aço *Maraging* 350 (MAR 350) foram usados como material de deposição sobre a face do metal base de aço AISI 8630MM. A sua aplicação teve como objetivo empregar uma camada de metal de adição que proporcionasse a redução ou eliminação das tensões trativas na junta soldada e a necessidade de realizar tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) fosse suprimida. As composições químicas dos metais de adição conforme o certificado de garantia de qualidade emitidos pelos fabricantes dos consumíveis são apresentadas nas Tabelas 3.6, 3.7 e 3.8.

Tabela 3.6 - Composição química fornecida pelo fabricante do eletrodo ERNiCrMo-3.

Item	Composição, peso%										
	Ni	Cr	Mo	C	Fe	Al	Nb	Si	Mn	Co	Ti
ER NiCrMo-3 (Inconel 625)	64,43	22,2	9,13	0,011	0,19	0,09	3,53	0,05	0,01	0,03	0,23

Fonte: ThyssenKrupp

Tabela 3.7 - Composição química do eletrodo de aço *Maraging* 350 fornecida pelo fabricante

Item	Composição, peso%									
	C	Si	Mn	Ni	Co	Mo	Al	Ti	Fe	
GSCO 12 (<i>Maraging</i> 350)	0,02	0,03	0,02	18,0	12,0	4,0	0,1	1,8	Balanço	

Fonte: Stehle Laser-Schweisstechnik

Tabela 3.8 - Composição química do eletrodo de aço *Maraging* 250 fornecida pelo fabricante

Item	Composição, peso%									
	C	Si	Mn	Ni	Co	Mo	Al	Ti	Fe	
MG 701 TIG (<i>Maraging</i> 250)	0,02	0,50	0,10	19,25	7,5	4,6	-	-	Balanço	

Fonte: Messer MG Welding Products

As propriedades mecânicas de referência dos metais base e metais de solda estão apresentados na Tabela 3.9.

Tabela 3.9 - Propriedades mecânicas dos materiais estudados

	Material	Tensão de escoamento (MPa)	Limite de resistência à tração (MPa)	Alongamento (%)
Metal base	AISI 8630MM	621	948	12
	ASTM A516 G70	260	485 – 620	17
Metal de adição	<i>GSCO 12</i>	1965	2027	1,5
	<i>Maraging 250</i>	1675	1682	12 – 15
	Inconel 625	415	830	60

Fonte: ASTM A516/G70, LANG e KENYON; Special Steel Coml. Aço Metais Ltda.

3.1.3 Eletrodos

O eletrodo de tungstênio utilizado no processo de soldagem TIG automatizado e manual foi do tipo toriado, com diâmetro de 2,4 mm.

3.1.4 Gases de proteção

Neste trabalho foram utilizados dois gases de proteção: Argônio puro e uma mistura a base de Argônio com adição de Hélio, cujas composições estão apresentadas na Tabela 3.10.

Tabela 3.10 - Composição dos gases de proteção

Gás de proteção	Composição	
	Ar	He
Ar puro	99,99%	-
Ar + He	75%	25%

Fonte: fornecedor White Martins

A utilização do gás de proteção com mistura a base de Argônio e adição de Hélio foi empregada no processo de soldagem TIG durante a deposição do metal de adição de aço *Maraging* 350 no metal base de aço AISI 8630MM, uma vez que foi verificado que os primeiros cordões de solda depositados apresentaram baixa molhabilidade com o metal de base.

O gás de proteção de Argônio puro foi utilizado na soldagem TIG durante a deposição do metal de adição de aço *Maraging* 250.

3.1.5 Equipamentos

3.1.5.1 Equipamentos para soldagem

Para a soldagem dos corpos de prova das juntas dissimilares foram utilizados o processo de soldagem automatizada e manual.

3.1.5.1.1 Soldagem automatizada com emprego do robô

Foi utilizada uma bancada de soldagem, do Laboratório de Engenharia da Soldagem da UFC, com os seguintes equipamentos e acessórios:

- a) Fonte eletrônica multiprocesso para soldagem com corrente máxima de 450A;
- b) cabeçote para alimentação automática de arame frio com sistema de refrigeração;
- c) tocha TIG robotizada industrial;
- d) sistema para ajuste e posicionamento da alimentação automática de arame para soldagem TIG automatizada
- e) sistema de aquisição de dados dos sinais de tensão e corrente de soldagem operando em frequência de 9600Hz;
- f) sistema de monitoramento das condições de alimentação do arame;
- g) robô industrial para deslocamento automático da tocha de soldagem com bancada integrada.

A bancada de soldagem pode ser vista na Figura 3.1.

Figura 3.1 – Bancada de soldagem a) Conjunto tocha e sistema de ajuste do arame. b) Sistema de alimentação de arame a frio.

a)



Fonte: Brito (2014).

b)



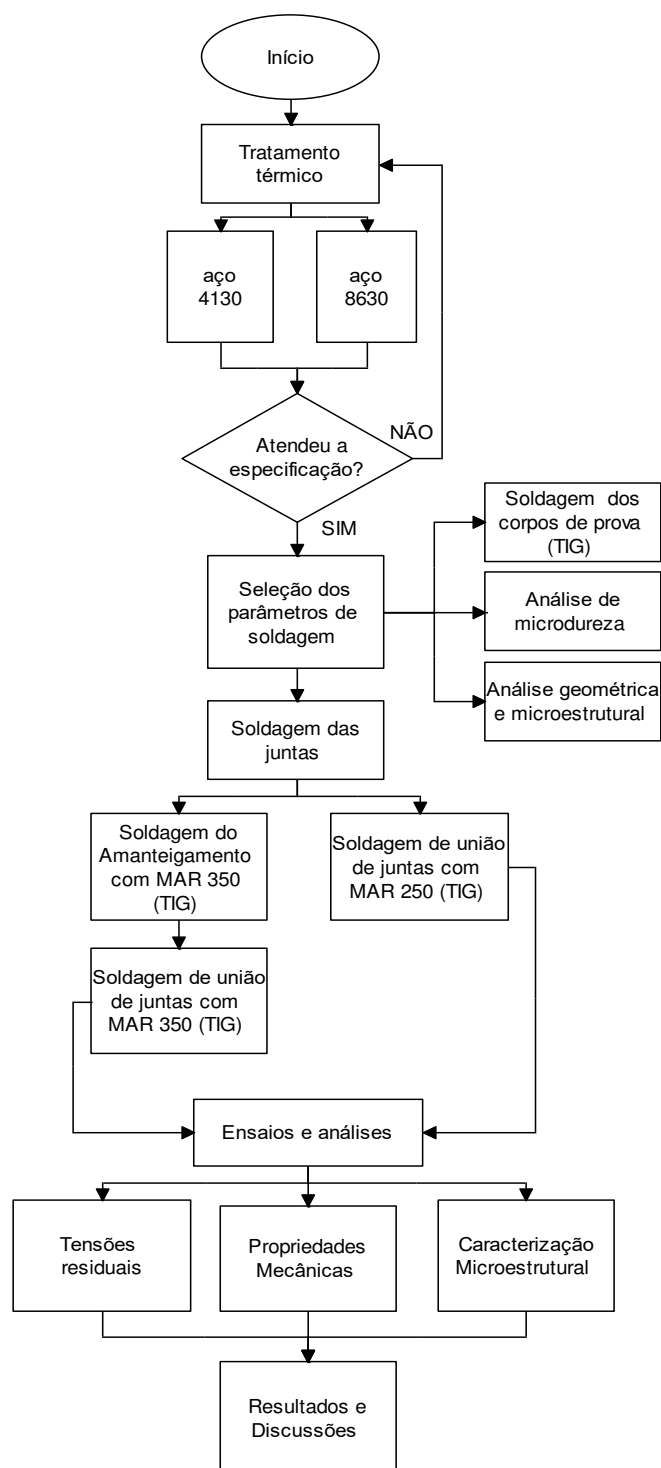
3.1.5.1.2 Equipamento para soldagem manual

Foi utilizada uma fonte de solda a arco de 250 A, modelo Invertec V250-S da fabricante Lincoln Electric, otimizada para solda TIG.

3.2 Método

A metodologia empregada neste trabalho foi dividida em diversas atividades, as quais estão representadas num fluxograma mostrado na Figura 3.2.

Figura 3.2 - Fluxograma das atividades



Fonte: Elaborado pelo autor

3.3 Tratamento térmico dos metais base

A atividade inicial deste trabalho foi a realização dos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento do metal base com o objetivo de respeitar os requisitos da norma ASTM (2005), NACE MR0175/ISO 15156:2003, este último referente ao metal base de aço AISI 8630MM, pois estabelecem critérios para aprovação da junta soldada, dentre eles o valor máximo de dureza de 22HRC. Os parâmetros dos tratamentos térmicos aplicados nos metais base podem ser vistos na Tabela 3.11.

Tabela 3.11 – Parâmetros dos tratamentos térmicos

Item	Espessura (mm)	Tratamento	Temperatura (°C)	Tempo (min)	Resfriamento
4130	4	Têmpera	850	10	Água com agitação moderada
		Revenimento	650	120	Ar calmo
8630MM	30	Têmpera	860	30	Água com agitação moderada
		Revenimento	700	180	Ar calmo

Fonte: Elaborado pelo autor

Após realização dos tratamentos térmicos foi realizado o ensaio de dureza Rockwell C com o intuito de verificar a dureza segundo a norma API 6A que faz referência a norma NACE MR0175.

3.4 Denominação das juntas para soldagem

Antes da soldagem, os metais base de aço ASTM A36 e ASTM A516 Gr70 foram usinados e preparados chanfros em $\frac{1}{2} V$ com ângulo de 45°. A utilização desses metais base teve como objetivo permitir a fabricação das juntas soldadas para o estudo. Os metais base de aço AISI 8630MM possuíam lados retos, enquanto o de aço AISI 4130 em $\frac{1}{2} V$.

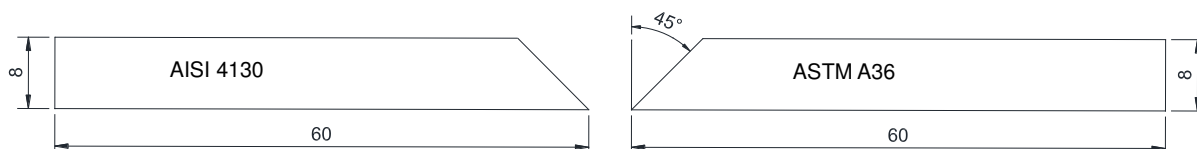
As dimensões dos metais base para as juntas de 01, 02 e 03 foram de 120

x 60 x 4 mm, enquanto que para as juntas 04 e 05 foram de 250 x 100 x 30 (± 3) mm.

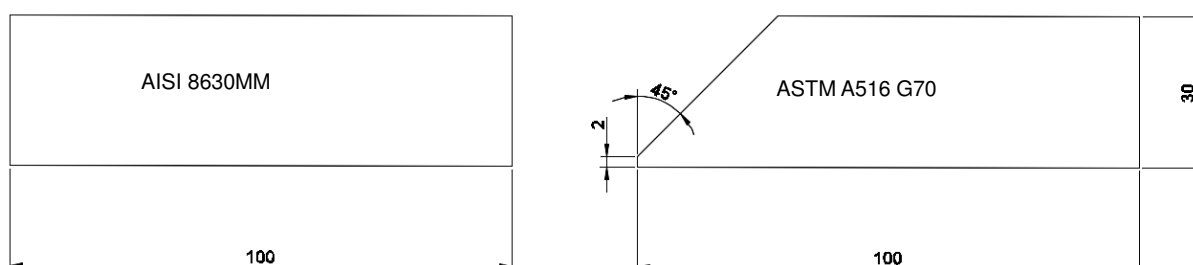
Na Figura 3.3 está representado o desenho técnico das seções transversais que constituíram as juntas.

Figura 3.3 - Seção transversal das partes constituintes das juntas.

A) desenho com as dimensões dos metais base das juntas 01, 02 e 03.



B) Juntas 04 e 05



Fonte: Elaborado pelo autor

As soldagens das juntas dissimilares foram realizadas sob as configurações ilustradas na Figura 3.4 e divididas conforme a denominação dada na Tabela 3.12.

Tabela 3.12 – Divisão das juntas para estudo

Junta	Metais base	Amanteigamento	Metal de adição	Fixação
01	AISI 4130 ASTM A36	<i>Maraging 350</i>	Inconel 625	Sem restrição
02	AISI 4130 ASTM A36	Não se aplica	<i>Maraging 350</i>	Sem restrição
03	AISI 4130 ASTM A36	Aço Carbono	Inconel 625	Sem restrição
04	AISI 8630M ASTM A516 Gr70	<i>Maraging 350</i>	Inconel 625	Com restrição

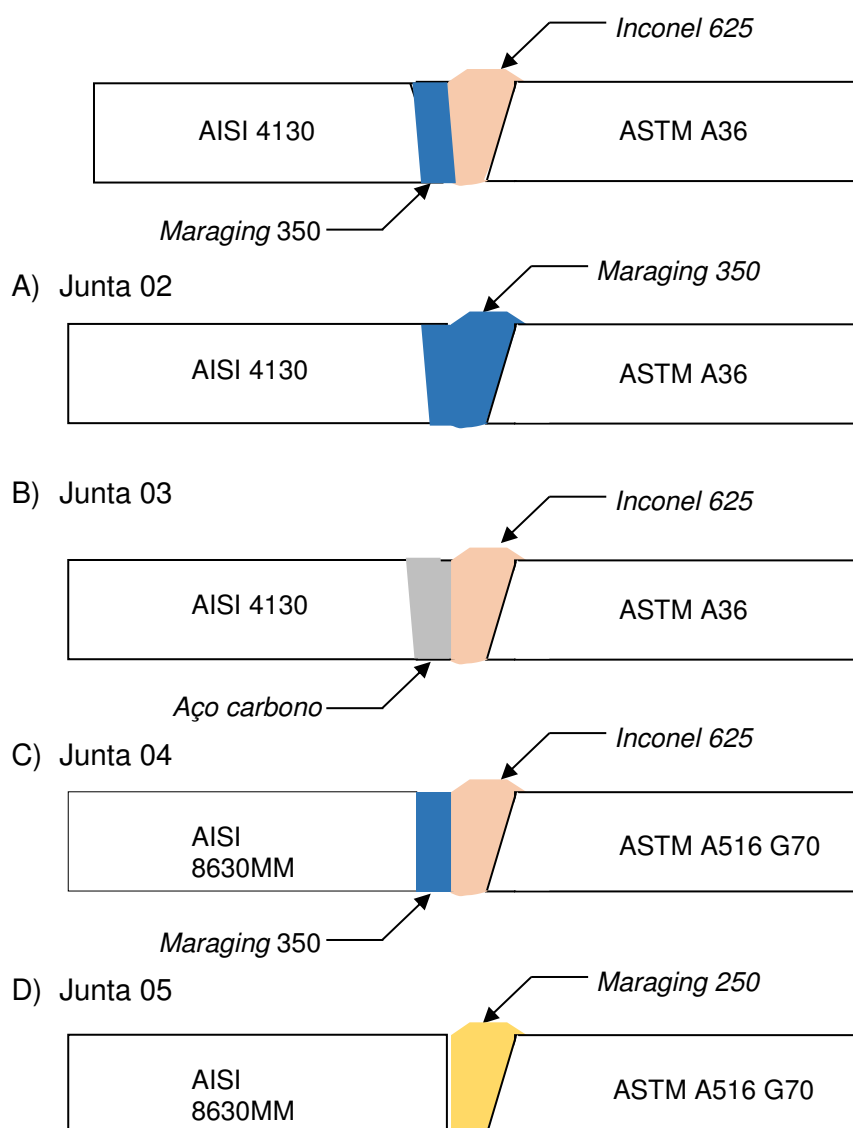
Fonte: Elaborado pelo autor

Tabela 3.12 – Divisão das juntas para estudo. Continuação

Junta	Metais base	Amanteigamento	Metal de adição	Fixação
05	AISI 8630MM ASTM A516 Gr70	<i>Não se aplica</i>	<i>Maraging 250</i>	Com restrição

Fonte: Elaborado pelo autor

Figura 3.4 - Configuração das juntas estudadas.



Fonte: Elaborado pelo autor

Para uma melhor compreensão das atividades realizadas na preparação e execução do ensaios, este trabalho foi dividido em duas etapas:

- Etapa 1: Estudo do aço *Maraging 350* em juntas dissimilares em chapas

com de espessura de 8 mm e materiais base de aço AISI 4130 e ASTM A36;

- Etapa 2: estudo do aço *Maraging* 350 e 250 em juntas dissimilares em seções com espessura de 30 mm e materiais base de aço AISI 8630MM e ASTM A516 G70.

Após a realização da primeira etapa e análise de seus resultados, foi percebido a necessidade de compreender e comparar a aplicação dos aços *Maraging* em juntas com seções de maior espessura. A divisão das atividades realizadas por etapa seguiram conforme o Quadro 3.1.

Quadro 3.1 – Divisão de atividades por etapa

Etapa		1			2	
Juntas		01	02	03	04	05
Atividades realizadas	Tratamento térmico do metal base	X	X	X	X	X
	Seleção dos parâmetros de soldagem	X	X	X	X	X
	Soldagem	Automática			Automática	Manual
	Análise de tensões residuais	X	X	X	X	X
	Ensaio de impacto Charpy	X	X	X	X	X
	Microdureza	-	-	-	X	X
	Ensaio de tração	-	-	-	X	X

Fonte: Elaborado pelo autor

3.5 Seleção dos parâmetros de soldagem

3.5.1 Seleção dos parâmetros - Etapa 1

Nesta etapa foram realizados ensaios de soldagem com simples deposição objetivando identificar os melhores parâmetros a serem utilizados na soldagem das juntas dissimilares. Os parâmetros tanto para os amanteigamentos quanto para as soldagens de união apresentaram valores semelhantes e todos foram conforme os parâmetros típicos para os aços *Maraging* disponível em literatura. Os valores com os parâmetros de soldagem para as juntas 01, 02 e 03 estão disponíveis no Apêndice A.

3.5.2 Seleção dos parâmetros - Etapa 2

Para a Junta 04, a etapa de amanteigamento consistiu no depósito de 03 camadas do metal de solda de aço *Maraging* 350. Os parâmetros de soldagem no amanteigamento foram:

- a) Tensão: 17,18 V
- b) Corrente: 174 A
- c) Energia: 597 J/mm
- d) Velocidade de alimentação: 1,7 m/min
- e) Velocidade de soldagem: 180 mm/min
- f) Gás de proteção: afvrgônio puro

Os parâmetros de enchimento com Inconel 625 foram similares aos da Junta 01.

A soldagem da Junta 05 foi manual, com a deposição de 65 cordões do metal de adição MG 701 TIG (*Maraging* 250). Os parâmetros de soldagem foram:

- a) Tensão: 15 V;
- b) Corrente: 170 A;
- c) Energia:
- d) Velocidade de soldagem: 57,7 mm/min
- e) Gás de proteção: argônio puro

A velocidade de soldagem no processo manual foi determinada a partir da contagem do tempo e medição do comprimento do cordão de solda depositado no metal de base. Conhecido do valor médio da velocidade de soldagem, o controle da

velocidade de soldagem foi realizado pelo acompanhamento do processo em cada deposição do metal de adição.

3.6 Soldagem das juntas dissimilares

As soldagens das juntas 01, 02, 03 e 04 foram realizadas no Laboratório de Engenharia da Soldagem da Universidade Federal do Ceará (UFC), enquanto a junta 05 foi feita na refinaria de lubrificantes e derivados do nordeste-LUBNOR.

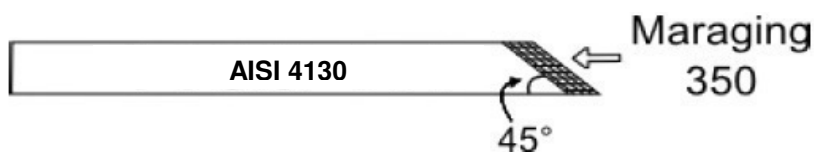
3.6.1 Soldagem das juntas 01, 02 e 03

Foi empregado o processo de soldagem TIG (*Tungsten Inert Gas*) com uma fonte eletrônica multiprocesso IMC Iniversal 950 para a soldagem das juntas de metais base de aço AISI 4130 e ASTM A36 com as dimensões conforme especificado na seção 3.4 deste trabalho. A soldagem para essas juntas foi sem restrição.

Para a Junta 01 o metal base de aço AISI 4130 (temperado e revenido) foi submetido ao processo de deposição de uma camada do metal de adição com *Maraging 350* na face da junta a ser soldada, ou seja, ao longo de sua espessura. Este procedimento, também chamado de amanteigamento, teve como finalidade acomodar as tensões que podiam ser geradas na interface do metal base (substrato) e metal de adição, decorrentes do processo de soldagem.

O corpo de prova de aço AISI 4130 foi amanteigado de maneira que sua superfície apresentasse ângulo de 45° com o metal base, podendo compor o lado esquerdo da junta. Foi depositado uma camada de solda *Maraging 350*, garantindo uma altura mínima de 0,6 mm após o processo de usinagem, conforme ilustrado pela Figura 3.5.

Figura 3.5 - Corpo de prova de aço AISI 4130 amanteigado



Fonte: Adaptada de Daniel (2014)

Os parâmetros de soldagem utilizados para a confecção das juntas 01, 02 e 03, para a condição de amanteigamento e enchimento estão no apêndice A.

3.6.2 Soldagem das juntas 04 e 05

Para a configuração da Junta 04 dos metais base com dimensões de 250 x 100 x 33 mm de aço AISI 8630MM e ASTM A516 G70 foram unidos pelo processo de soldagem TIG automatizado, enquanto para a Junta 05 o processo de soldagem foi o TIG manual. A soldagem para essas juntas foi com restrição.

A mudança no processo automático para o manual na junta 05 deve-se ao fornecimento do *Maraging 250* na forma de vareta permitindo apenas a soldagem manual, diferente do *Maraging 350* que foi adquirido na forma de arame bobinado.

O metal base de aço AISI 8630MM (temperado e revenido) foi submetido ao processo de deposição de 03 camadas do metal de adição com *Maraging 350* na face da junta a ser soldada, garantindo, dessa forma, uma altura mínima de 5,0 mm após o processo de usinagem. A Figura 3.6 apresenta o corpo de prova amanteigado com a deposição das 03 camadas para posteriormente ser usinado.

Figura 3.6 - Corpo de prova de aço AISI 8630M amanteigado e usinado



Fonte: Elaborado pelo autor

Após a usinagem dos corpos de prova de AISI 8630MM amanteigados e feito os chanfro de 45° no metal base de aço ASTM A516 G70, os mesmos foram

unidos conforme a configuração apresentada na Figura 3.4.

As soldagens foram realizadas com pré-aquecimento e uso de restrições na direção longitudinal do cordão de solda, com o objetivo de reduzir as distorções residuais e manter a peça na posição correta, minimizando a movimentação das peças enquanto a solda era realizada.

Para a aplicação do pré-aquecimento de soldagem foi adotado o método do carbono equivalente (C_{eq}) sendo aplicado a temperatura de aproximadamente 300°C nas juntas soldadas.

Após a confecção das juntas 04 e 05, as mesmas foram submetidas a ensaios não destrutivos (END) de inspeção visual e líquido penetrante, os relatórios dos mesmos estão no ANEXO A.

3.7 Caracterização macro e microestrutural das juntas soldadas

Após as soldagens foram feitas análises microestruturais das amostras das juntas soldadas utilizando microscopia óptica. As amostras passaram por todos os processos de preparação metalográfica; corte, lixamentos com lixas de carbetto de silício com granulometrias 100, 220, 320, 400, 600, 1200 e 2500 mesh, polimento com pasta de diamante granulometria de 6, 3, 1 e 1/4 μm .

Para revelar a microestrutura foram utilizados os seguintes ataques químicos:

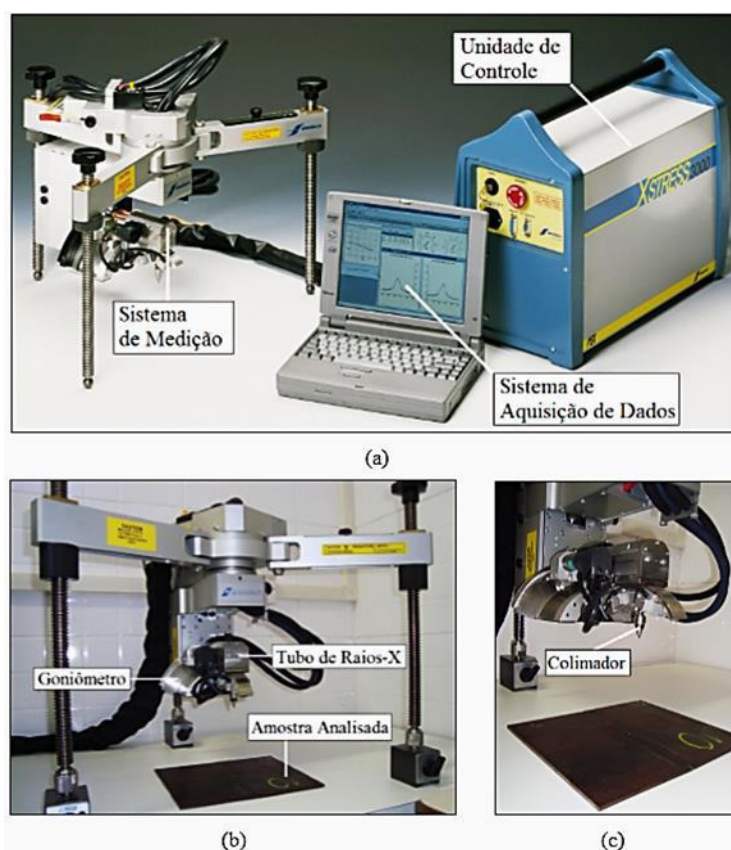
- a) Para o ASTM A36 e AISI 4130: Nital 2% (98ml de álcool PA + 2ml de HNO_3);
- b) *Maraging* 350 e 250: Reagente Marble (10g de CuSO_4 + 50ml HCl + 50ml de água destilada), Picral Modificado, Nital 1%, ataque eletrolítico com ácido crômico 10% com tensão de 6 volts
- c) Inconel 625: Ataque eletrolítico com ácido crômico 10% (90ml de água destilada + 10ml de ácido crômico) com tensão de 2 volts durante 15 segundos.

As análises foram feitas em um Microscópio Óptico de marca Zeiss e microscópio eletrônico de varredura acoplado com sistema de análise de energia dispersiva de raios-X.

3.8 Análise de tensões residuais

As tensões residuais, das juntas soldadas nas etapas 1 e 2, foram medidas por difração de raios-X utilizando o analisador de tensões *Xstress 3000* (X-ray Stress Analyzer, v.1.22e) como demonstrado na Figura 3.7.

Figura 3.7 - Equipamento para medida de tensões residuais. a) Analisador de tensões Xstress3000; b) e c) detalhamento do sistema de medição.



Fonte: LAT – UFF

As medidas foram realizadas no Laboratório de Análise de Tensões – LAT, do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal Fluminense (UFF), pelo método $\text{sen}^2\psi$, baseado na Lei de Bragg que para cada medida de tensão, determina-se o pico de difração de cinco ângulos de inclinação ψ . Para este estudo os ângulos de inclinação foram 0° , 20° , 30° , 40° e 45° .

Para realizar as medidas de tensões residuais foi utilizado o tubo de cromo com radiação $\text{CrK}\alpha$, usando $2\theta=156^\circ$, difratando o plano $\{211\}$ da fase ferrítica dos aços ASTM A36, AISI 4130, AISI 8630MM, ASTM A516 G70, Maraging 350 e 250,

para medir as alterações no espaçamento de rede, sendo a tensão de operação de 30 kV e a corrente de 6,7 mA. Também foi utilizado o tubo de cromo com radiação $\text{CrK}\beta$, usando $2\theta=148^\circ$, difratando o plano {311} do níquel para análise da liga de Inconel 625.

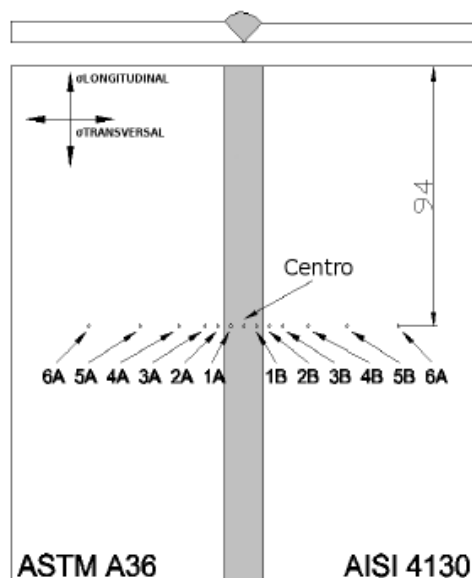
3.8.1 Análise de tensões residuais para a Etapa 1

Para realizar a medição das tensões residuais por difração de raios-X, todos os corpos de prova passaram por um processo de polimento eletrolítico para remoção de uma camada delgada de material, na ordem de décimos de milímetros para possibilitar a medição correta dos níveis de tensões residuais superficiais. A remoção foi realizada através do dispositivo apresentado na Figura 3.8, que consiste de uma fonte de tensão ligada a um eletrodo saturado por um eletrólito de etanol e glicerina. O valor de corrente usado foi de 0,3 A – 1,9 A, tensão de 33 V e o tempo de preparação foi variável para análise dos aços:

As análises das tensões residuais foram medidas em 03 regiões: na zona fundida (ZF), no centro da solda e nas extremidades do cordão de solda.

Para cada ponto medido na regiões da peça foram tomados os valores da tensões residuais nas direções Longitudinal (L) e Transversal (T) ao cordão de solda, conforme mostrado na Figura 3.8.

Figura 3.8 - Representação esquemática da amostra soldada na condição 2.



Fonte: Elaborado pelo bolsista Daniel

Os pontos de medição foram identificados pelos números de 1 à 6, distanciados do centro da peça, ponto zero, conforme as distâncias especificadas no Quadro 3.2.

Quadro 3.2 – Pontos de medição das análise de tensões residuais das juntas 01, 02 e 03.

Pontos	Distância (mm)
6B	-60
5B	-40
4B	-25
3B	-15
2B	-10
1B	-5
0	0
1A	5
2A	10
3A	15
4A	25
5A	40
6A	60

Fonte: Elaborado pelo autor

3.8.2 Análise de tensões residuais para Etapa 2

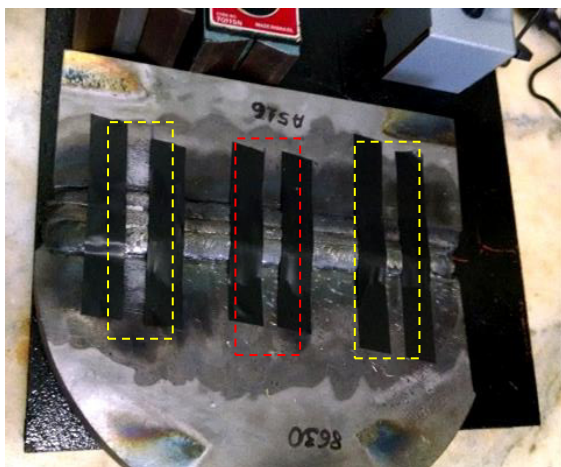
A preparação das juntas 04 e 05 para a medição das tensões consistiu apenas de uma limpeza eletrolítica na região de interesse das medidas, não sendo realizado um polimento.

Para comparação dos dados obtidos nas juntas 04 e 05, foi realizado a medição das tensões residuais de uma junta amanteigada com aço carbono e preenchida com Inconel 625, identificada como junta de comparação (Junta JC). O procedimento de soldagem da junta JC foi realizado por Oliveira (2013), sendo a medição da tensão residual realizada neste trabalho .

Na Figura 3.9 é possível ver as regiões preparadas para a análise de tensões. As regiões delimitadas pelas linhas tracejadas em vermelho foram as regiões de medição obtidas na análise de tensões residuais.

Figura 3.9 – Regiões delimitadas para análise de tensões residuais. A) Junta 04, B) Junta 05.

A)



B)

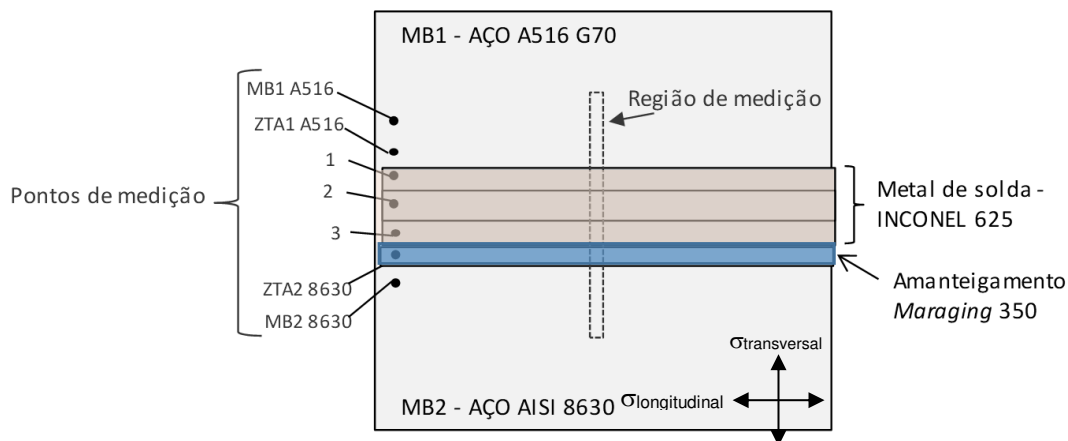


Fonte: Elaborado pelo autor

Nas amostras das juntas soldadas 04 e 05 foram selecionadas regiões para realização das medidas de tensões residuais tanto na direção transversal quanto na direção longitudinal ao cordão de solda. Estas regiões foram divididas da seguinte forma: um ponto em cada metal base vizinho a interface entre o metal base e a solda; um ponto em cada metal base afastado da linha de interface entre metal base e solda e um ponto sobre cada cordão do metal de solda, como apresentado nas Figuras 3.10 e 3.11.

Os pontos de medição da Junta 04 foram identificados conforme a nomenclatura e distâncias especificadas no Quadro 3.3 e Figura 3.10.

Figura 3.10 - Representação esquemática da amostra soldada Junta 04 mostrando os pontos de medidas de tensões residuais.



Fonte: Elaborador pelo autor

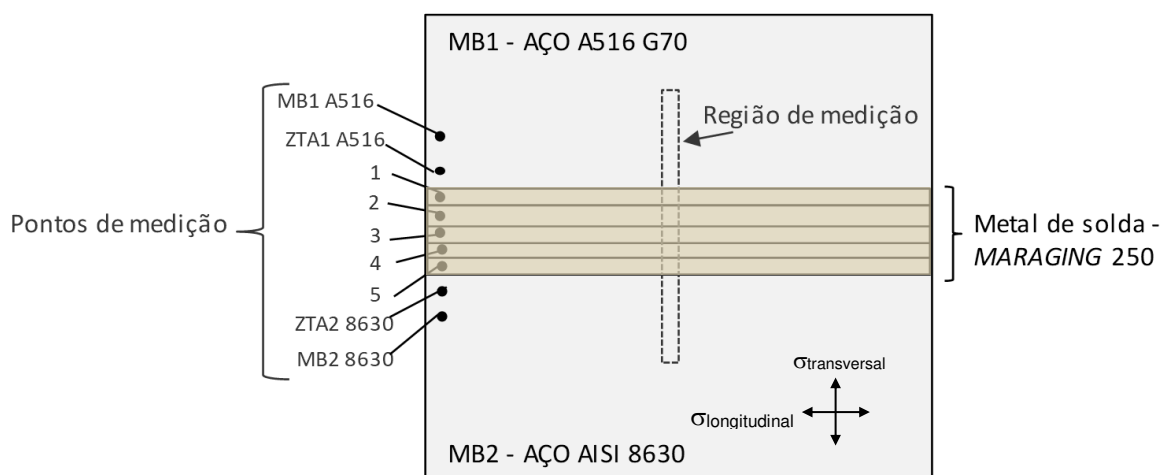
Quadro 3.3 – Pontos de medição das análise de tensões residuais da Junta 04.

Pontos	Distância (mm)
MB1 A516	-24
ZTA1 A516	-16
1	-8
2	0
3	8
ZTA2 8630M	16
MB2 8630M	24

Fonte: Elaborado pelo autor

Os pontos de medição da Junta 05 foram identificados conforme a nomenclatura e distâncias especificadas no Quadro 3.4 e Figura 3.11.

Figura 3.11 - Representação esquemática da amostra soldada Junta 05 mostrando os pontos de medidas de tensões residuais.



Fonte: Elaborador pelo autor

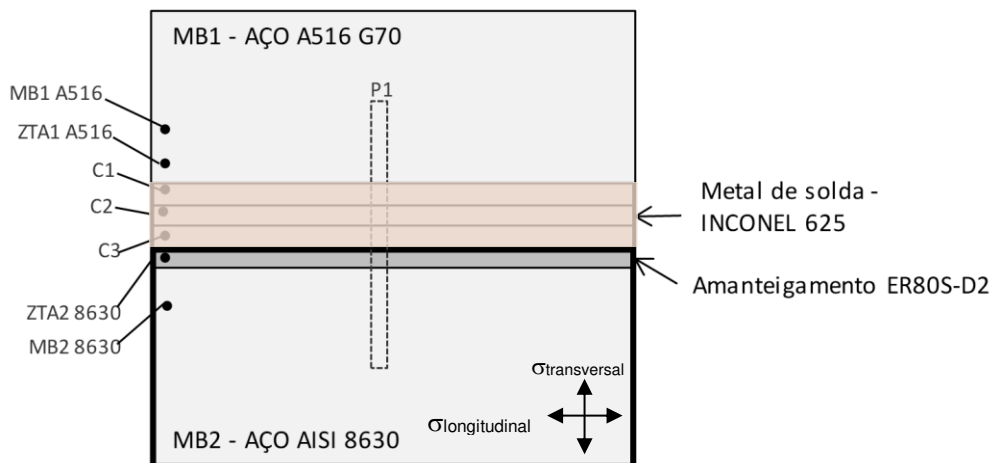
Quadro 3.4 – Pontos de medição das análise de tensões residuais da Junta 05.

Pontos	Distância (mm)
MB1 A516	-32
ZTA1 A516	-24
1	-16
2	-8
3	0
4	8
5	16
ZTA2 8630M	24
MB28630M	32

Fonte: Elaborado pelo autor

Os pontos de medição da junta de comparação (JC) foram identificados conforme a nomenclatura e distâncias especificadas no Quadro 3.5 e Figura 3.12.

Figura 3.12 - Representação esquemática da junta JC, amostra amanteigada com ER80S (aço carbono) e preenchida com Inconel 625.



Fonte: Elaborador pelo autor

Quadro 3.5 – Pontos de medição das análise de tensões residuais da Junta JC.

Pontos	Distância (mm)
MB1 A516	-59
ZTA A516	-32
C1	-15
C2	0
C3	10
ZTA2 8630M	15
MB2 8630M	22

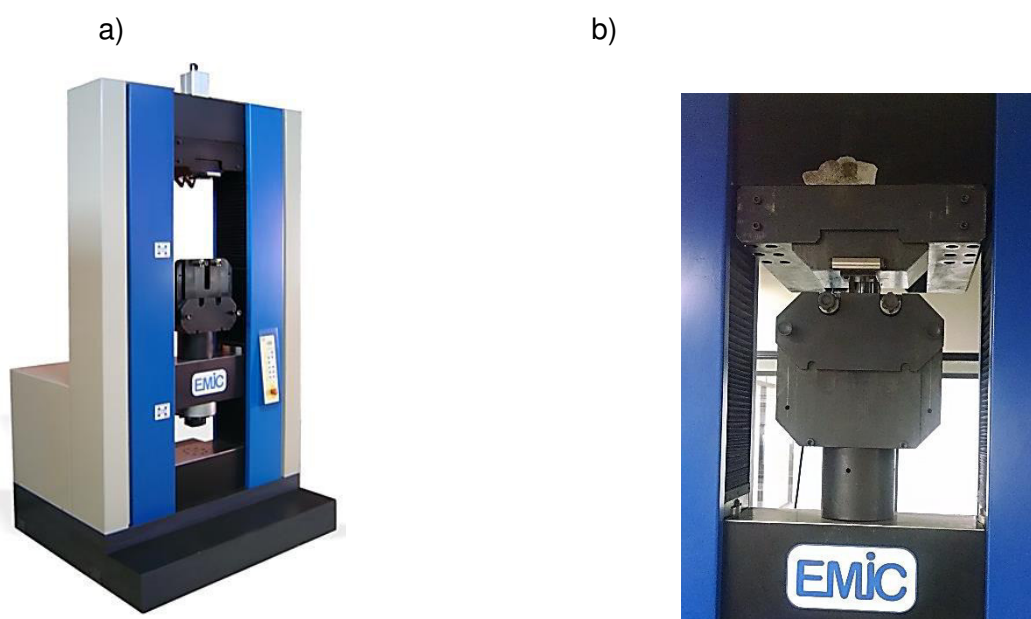
Fonte: Elaborado pelo autor

3.9 Ensaios Mecânicos

3.9.1 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram executados para os corpos de prova da Junta 04 e Junta 05, em temperatura ambiente no Laboratório de Metrologia (LMS) do SENAI Ceará na cidade de Maracanaú. A máquina utilizada para a realização do ensaio foi uma máquina universal de ensaios, eletromecânica, microprocessada, marca EMIC, modelo DL60000 com célula de carga de 600 kN (60.000 kgf) e extensômetro eletrônico na máquina automatizada, Figura 3.13.

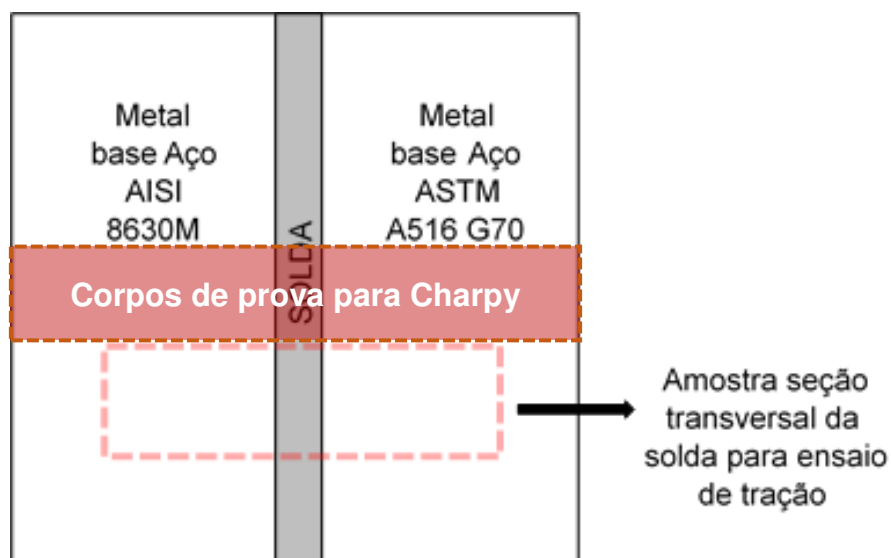
Figura 3.13 - Máquina universal de ensaios EMIC DL 60000: a) Máquina do ensaio de tração b) posicionamento do corpo de prova na máquina de ensaio.



Fonte: EMIC; Elaborado pelo autor

Os corpos de prova usinados para os ensaios de tração foram extraídos a partir da seção transversal da junta soldada conforme as recomendações das normas DNV-OS-F101 e ASME IX. Na Figura 3.14 está indicada a posição de retirada das amostras para os ensaios de tração.

Figura 3.14 – Desenho esquemático da extração de amostras para os ensaios mecânicos e de Charpy.

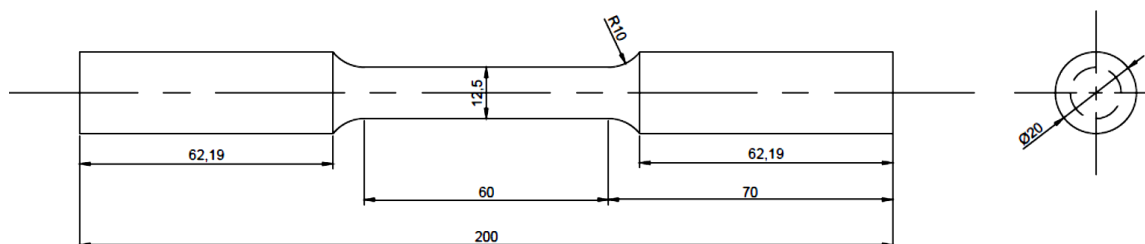


Fonte: Elaborado pelo autor

As dimensões dos corpos de prova aplicados nos ensaios foi o de tamanho padrão especificado segundo a norma ASTM A370:12. Na Figura 3.15 observa-se a dimensão dos corpos de prova e na Figura e as imagens dos corpos de prova relativo ao ensaio.

Figura 3.15 – Corpos de prova para ensaio de tração a) Dimensão do corpo de prova para ensaio de tração, b) corpos de prova de tração usinado para ensaio.

a)



b) Corpos de prova para ensaio de tração

- TR1: tração do corpo de prova amanteigado com *Maraging 350* – Junta 04;



- TR2: tração do corpo de prova com *Maraging 250* – Junta 05.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Os corpos de prova foram identificados como TR1 e TR2, esta identificação representa a solda dissimilar para cada condição de junta e está ilustrada na Figura 3.15b.

3.9.2 Ensaios de impacto

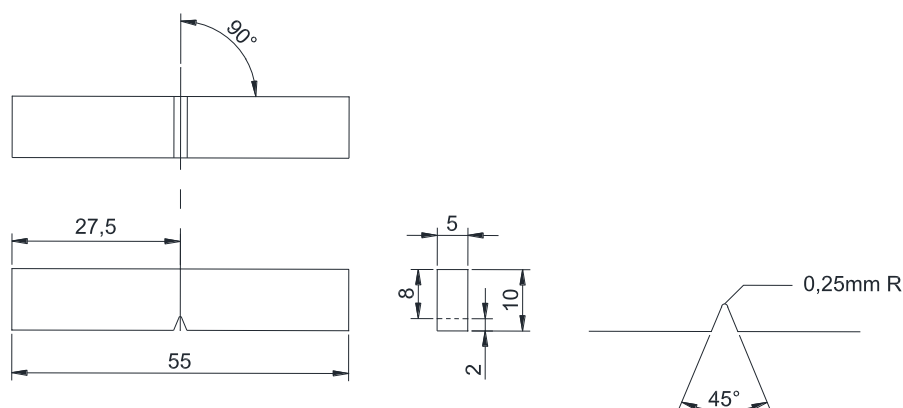
3.9.2.1 Ensaios de impacto – Etapa 1

Nesta etapa para determinar a tenacidade a fratura das soldas produzidas com o emprego do arame GSCO 12 (*Maraging 350*), os ensaios de Charpy foram realizados com corpos de prova de tamanho reduzido de dimensões 5 mm x 10 mm x 55 mm, atendendo as especificações da norma ASTM E23 (2007), os quais foram extraídos e usinados na direção transversal das juntas 01 e 02, sendo usinado entalhes por meio de eletroerosão a fio, com fio de 0,2 mm. Os ensaios foram realizados em temperatura de -40°C e -100°C, resfriado com nitrogênio líquido.

Os corpos de prova foram retirados da região central da junta soldada conforme a Figura 3.14.

A máquina de impacto utilizada para este ensaio foi um pêndulo com massa de $9,375 \pm 0,045$ kg, 15 kpm, do Laboratório de Ensaios Mecânicos da Universidade Federal do Ceará – UFC. Na Figura 3.16 está representado o desenho técnico do corpo de prova na Etapa 1.

Figura 3.16 - Corpo de prova tamanho padronizado para ensaio de impacto de Charpy - Etapa 1

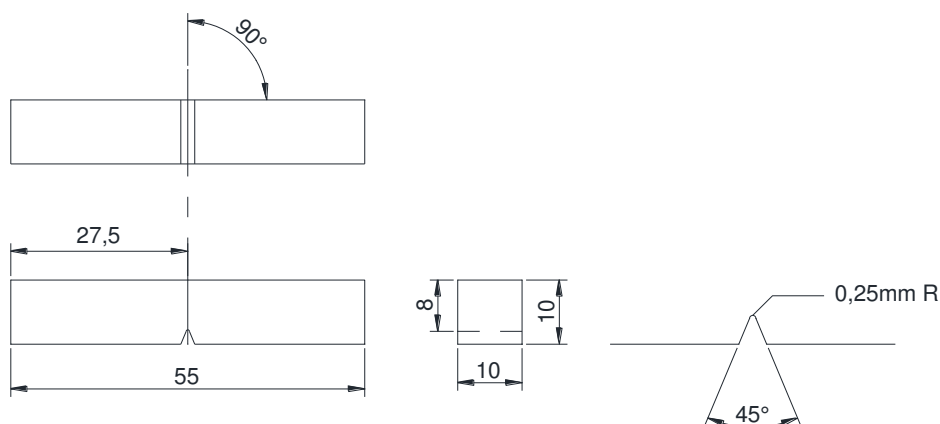


Fonte: Elaborado pelo autor

3.9.2.2 Ensaio de impacto – Etapa 2

O ensaio de tenacidade ao impacto Charpy, com entalhe em V, foi realizado em corpos de prova de tamanho padrão de dimensões 55mm x 10mm x 10mm, tipo A, atendendo as especificações da norma ASTM E23-07, DNV-OS-F101, ASME IX e API 6A. A confecção dos corpos de prova e entalhes foi realizada no setor de ferramentaria da empresa Esmaltec pelo processo de eletroerosão a fio. Na Figura 3.17 está representado o desenho técnico do corpo de prova.

Figura 3.17 - Corpo de prova padronizado para ensaio de impacto de Charpy. - Etapa 2

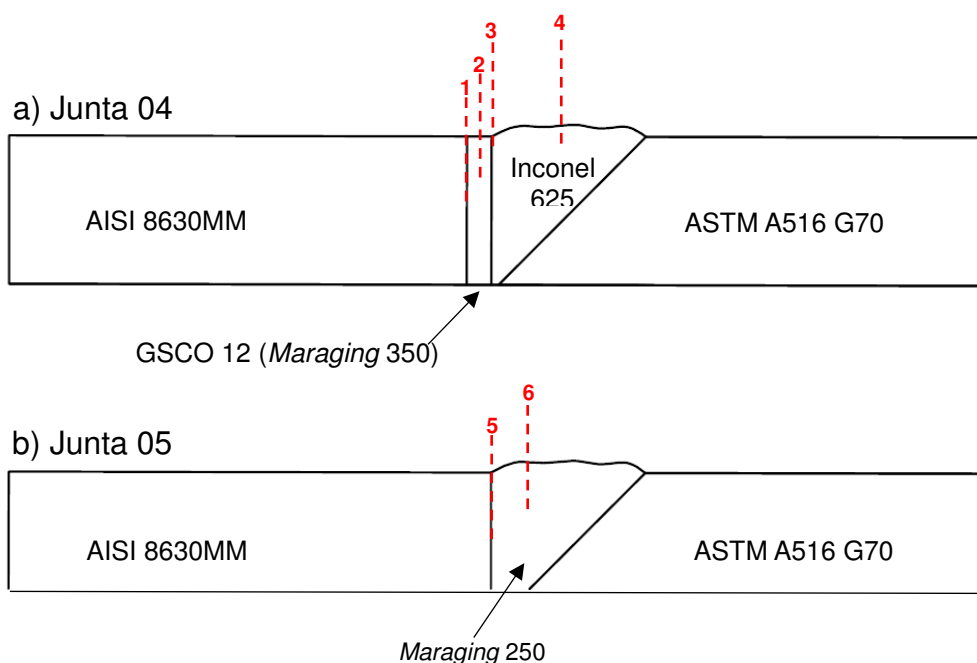


Fonte: Elaborado pelo autor

A máquina de impacto utilizada foi a WPM – Veb Werkstoffprüfmachinem Leipzig, modelo CMB 2501, pêndulo com massa de 18,750 kg, 30 kpm, do Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia, Campi Fortaleza.

Os corpos de prova foram extraídos das juntas soldadas de forma que a região central e o entalhe dos mesmos estivesse posicionado nas regiões indicadas pelas linhas tracejadas enumeradas na Figura 3.18 para cada tipo de junta.

Figura 3.18 - Localização do entalhe dos corpos de prova para ensaio de impacto de Charpy – Etapa 2



Fonte: Elaborado pelo autor

Nota:

Linha 1 – Linha de fusão (LF) da Interface de amanteigamento entre o AISI 8630MM e *Maraging 350*

Linha 2 – Centro do amanteigamento *Maraging 350*

Linha 3 – Linha de fusão (LF) da Interface de amanteigamento entre *Maraging 350* e INCONEL 625

Linha 4 – Metal de adição de INCONEL 625

Linha 5 – LF da interface entre o AISI 8630MM e *Maraging 250*

Linha 6 – Metal de adição de *Maraging 250*

Para cada região indicada na Figura 5 foram retirados 03 corpos de prova para a realização dos ensaios de impacto. Os ensaios foram realizados em temperatura -18°C atendendo ao requisito da norma API 6A. O resfriamento dos corpos de prova foi feito pela imersão total em nitrogênio líquido. A temperatura foi controlada através de um termopar.

3.9.3. Microdureza

As análises de microdureza Vickers foram realizadas na Etapa 2 para as juntas 04 e 05 com o objetivo de obter o perfil de microdureza perpendicular a linha de fusão ao longo da junta soldada, das interfaces dissimilares, da zona afetada pelo calor (ZAC) do aço utilizado como metal bases (8630MM) e determinar os níveis de microdureza, de forma pontual, nas regiões que constituíam a interface dissimilar.

A carga utilizada foi de 50g (HV 0,05) no metal base e 500g (HV 0,5) no metal de solda, com tempo de 15 segundo e distância entre as impressões de 0,1 mm. Na Figura 3.13 está a representação esquemática das regiões analisadas e impressões de microdureza.

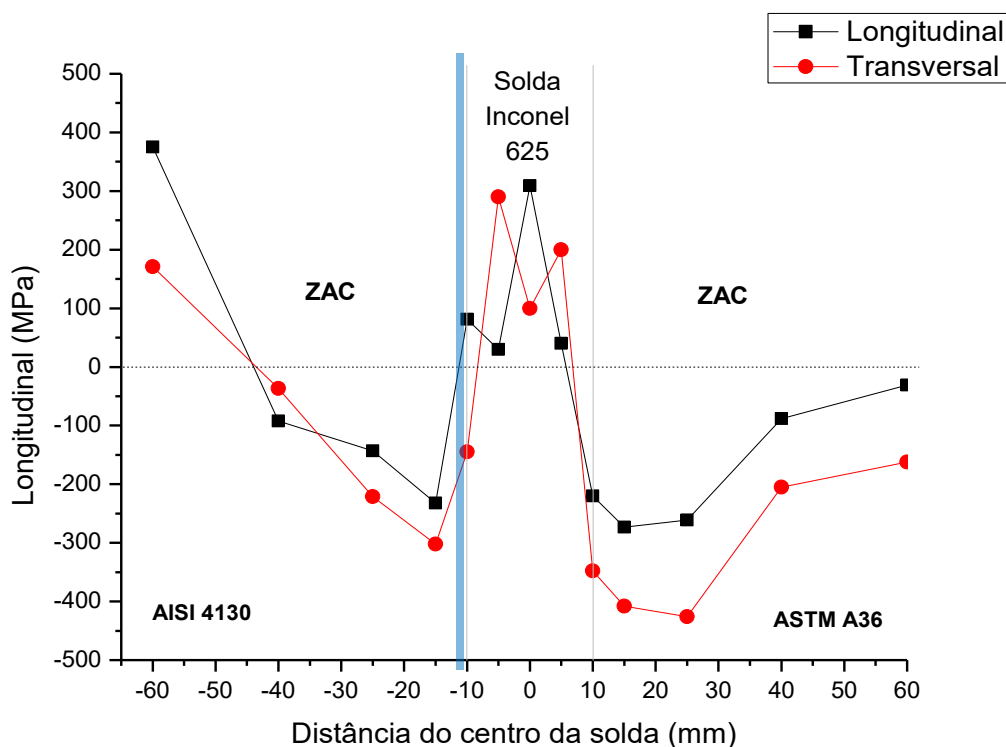
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Nesta seção são apresentados e discutidos os resultados de distribuição de tensões residuais, dos ensaios de tração, dos ensaios de impacto Charpy, de dureza, de caracterização microestrutural das juntas soldadas e distribuição de análise química das juntas soldadas apresentadas na Tabela 3.12. As Tabelas com os valores de tensões residuais, ensaio de impacto e microdureza medidos em cada junta soldada estão no APÊNDICE.

4.1 Análise das tensões residuais das juntas 01, 02 e 03 (Etapa 1)

As tensões residuais produzidas na junta 01, com aço *Maraging* 350 como amanteigamento e Inconel 625 usado no enchimento da junta são apresentados na Tabela 4.1 e Figura 4.1. Neste perfil, o amanteigamento está representado pelo linha em azul.

Figura 4.1 – Perfil de distribuição das tensões residuais na Junta 01, amanteigamento com aço *Maraging* 350 e Inconel 625 como metal de adição.



Fonte: Elaborado pelo autor

Tabela 4.1 – Tensões residuais no topo da Junta 01

Junta	Direção	AISI 4130 – ZAC					Inconel 625			ZAC – ASTM A36				
		-60	-40	-25	-15	-10	-5	0	5	10	15	25	40	60
01	Longitudinal	375	-92	-143	-232	81	30	309	40	-220	-273	-261	-88	-31
	Transversal	171	-37	-221	-302	-145	290	100	200	-348	-408	-426	-205	-162

Fonte: Elaborado pelo autor

Observa-se um expressivo aumento no valor da tensão residual no centro do cordão de solda, atingindo um valor máximo em tração de 290 MPa na direção transversal e 309 MPa na direção longitudinal. A tensão compressiva na ZAC no lado direito do centro do metal de solda foi de -348 MPa e -220 MPa, enquanto que para o lado esquerdo adjacente ao metal de solda a uma distância de 10 mm do centro da solda, houve redução no valor de tensão residual, contudo não demonstrou o efeito compressivo esperado pelo depósito de *Maraging* 350 nesta região.

A distribuição de tensão residual para este caso se mostrou como uma tensão residual típica de solda de topo apresentando tensões de tração produzidas na parte central da solda. Este aspecto dá-se pela tendência do metal de solda e do metal de base adjacente se resfriarem durante a soldagem e se contraírem, gerando a tensão trativa, enquanto nas regiões longe da solda as tensões compressivas são produzidas.

A camada 0,6 mm de aço *Maraging* 350 depositada na interface entre o metal de solda e o metal base pode ter sido insuficiente para gerar um nível de tensões residuais compressivas esperado.

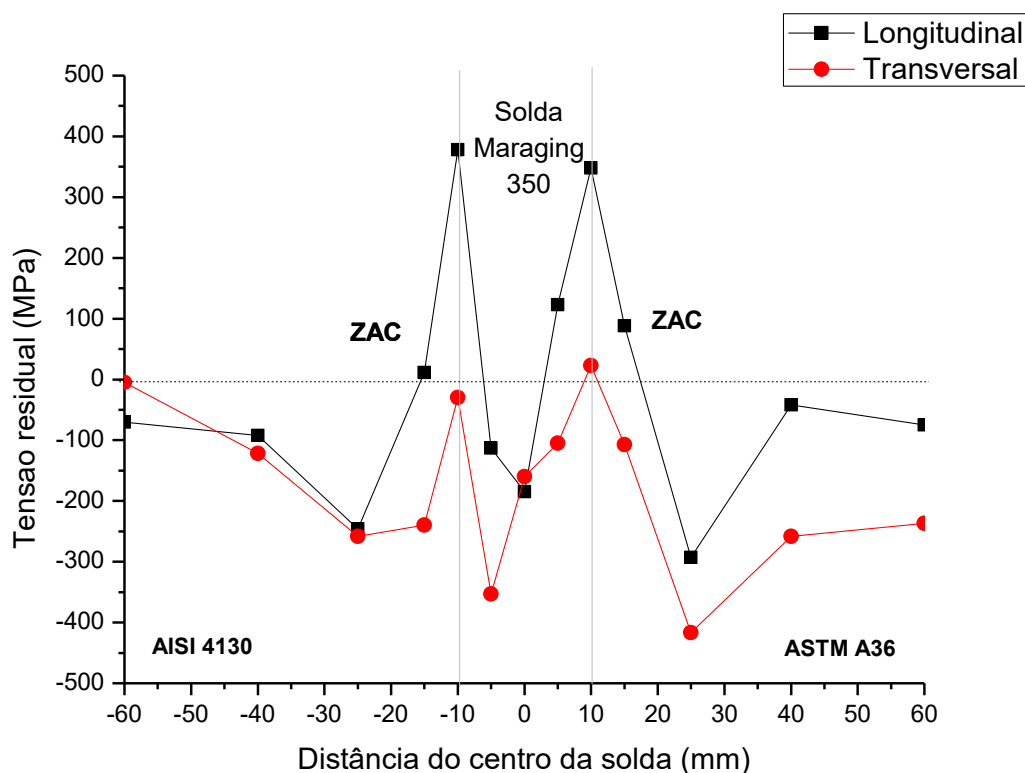
A Figura 4.2 mostra a Junta 02 na qual não houve o amanteigamento e a soldagem foi feita com o metal de adição de *Maraging* 350 em substituição ao Inconel. O perfil de tensões residuais de soldagem nas duas direções mostra que na direção transversal as tensões residuais de compressão foram medidos com valor de pico de aproximadamente 400 MPa. Embora o limite de escoamento do aço ASTM A36 seja de aproximadamente 260 MPa, segundo Beer et al (1992), para valores maiores de deformação específica, as curvas de tensão-deformação na tração e compressão divergem, devendo-se notar que a estricção não pode ocorrer na compressão.

Na direção longitudinal, na interface entre a zona fundida e a ZAC foram medidas tensões trativas em ambos os lados, tanto na interface com o aço AISI 4130

quanto com o ASTM A36. No trabalho realizado por Dai et al. (2008) comportamento semelhante foi observado. Este padrão de tensão residual pode ser atribuído a uma fase de baixa temperatura de transformação e textura desenvolvido durante a fase de transformação.

Outra observação importante no presente trabalho foi a magnitude significativamente diferente da distorção angular das duas amostras, Figuras 4.3 e 4.4. A medida da distorção angular na amostra soldada com Inconel foi de 7°, enquanto que a soldada com *Maraging* foi de 2°. Esta distorção é induzida pela diferença de expansão térmica e contração ao longo da espessura da placa.

Figura 4.2 – Perfil de distribuição das tensões residuais na Junta 02, sem amanteigamento e com aço *Maraging* 350 como metal de adição.



Fonte: Elaborado pelo autor

Figura 4.3 – Macrografia após soldagem da (A) Junta 01, (B) Junta 02.

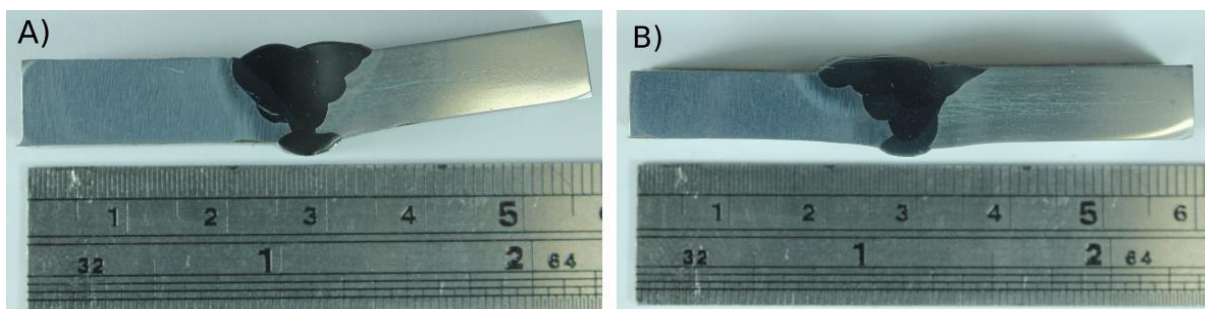
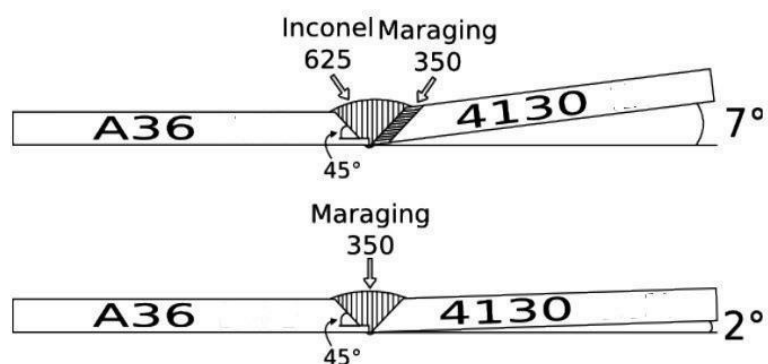


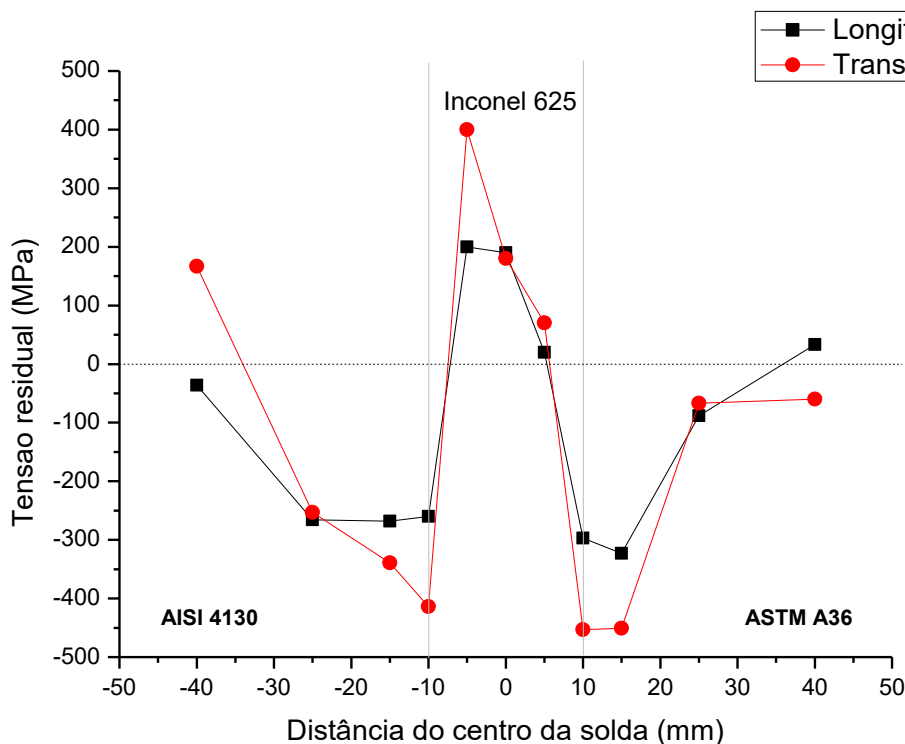
Figura 4.4 – Representação esquemática das Juntas 01 e 02.



Fonte: Elaborado por Saraiva (2013)

A Figura 4.5 mostra a o perfil de distribuição de tensões residuais da Junta 03. A Junta 03 utilizou um amateigamento com eletrodo de aço carbono e a soldagem posterior com Inconel. O perfil é típico de um processo convencional de soldagem no qual não acontece a transformação martensítica a baixa temperatura no metal de adição.

Figura 4.5 – Perfil de distribuição das tensões residuais na Junta 03, com amanteigamento de eletrodo aço carbono e enchimento com a liga Inconel 625 como metal de adição.



Fonte: Elaborado pelo autor

4.1.2 Análise das tensões residuais das Junta 04 e 05 (Etapa 2)

As juntas soldadas 04 e 05 diferem das juntas 01, 02 e 03 por terem espessuras muito superiores e terem sido soldadas com restrição de movimento. A junta soldada 4 utilizou o amanteigamento com *Maraging 350* e soldagem final com Inconel. A junta soldada 5 foi toda feita com *Maraging 250*. A mudança do *Maraging 350* para o 250 se deveu principalmente pela facilidade de aquisição do *Maraging 250*, seu custo ser menor e na condição solubilizado, isto é, antes do envelhecimento, apresentam propriedades mecânicas semelhantes.

As medidas de tensões residuais superficiais foram feitas no centro dos cordões de solda, no metal de base, no topo e nas direções longitudinal e transversal ao cordão de solda das juntas soldadas com *Maraging 350* (Junta 04) e com *Maraging 250* (Junta 05). Foi tomado como marco zero, para as medições das tensões residuais, o centro da solda. Os resultados dos perfis de tensões residuais na junta 04 estão na

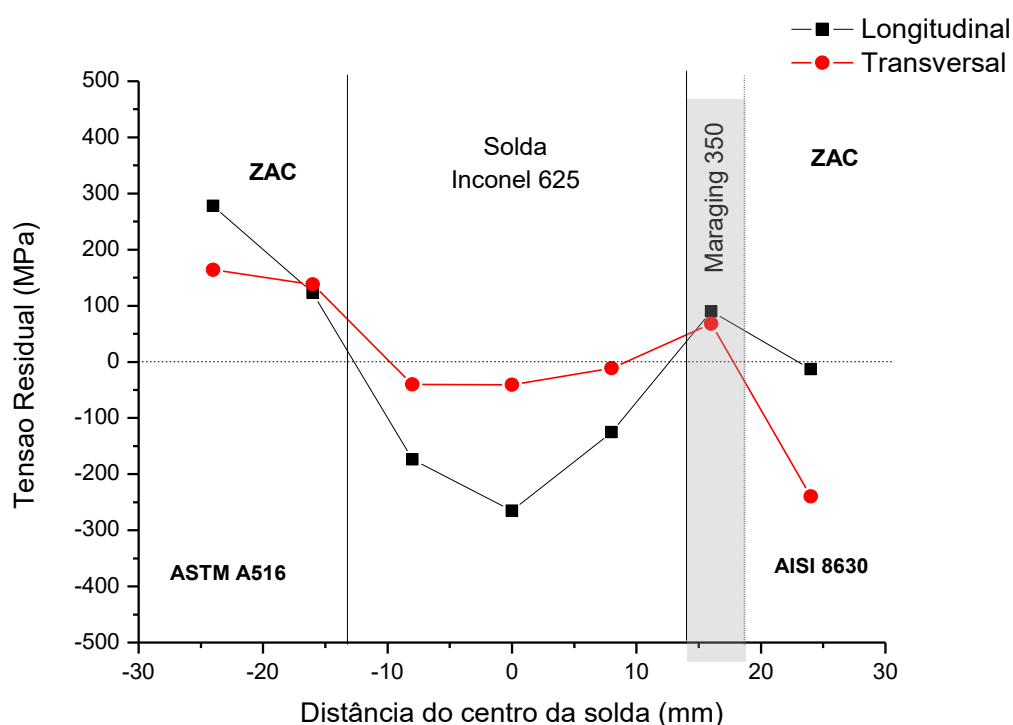
Figura 4.6 e na Tabela 4.2. As linhas verticais indicam a margem do metal de solda, cobrindo uma faixa de 12,5 mm à direita e 12,5 mm à esquerda do centro da solda.

Tabela 4.2 – Tensões residuais no topo da junta soldada 04.

Localização		A516 G70		Inconel 625			Maraging 350	8630MM
Ponto		MB1	ZAC	1	2	3	Amanteigamento	ZAC
Distância (mm)		-24	-16	-8	0	8	16	24
Tensão Residual (MPa)	Longitudinal	278	123	-174	-265	-125	90	-13
	Transversal	164	138	-40	-41	-11	68	-240

Fonte: Elaborado pelo autor

Figura 4.6 – Perfil de distribuição das tensões residuais na Junta 04, com amanteigamento de aço *Maraging 350* e soldagem com Inconel.



Fonte: Elaborado pelo autor

Observando a Tabela 4.2 e a Figura 4.6 é possível notar que as tensões longitudinais são mais elevadas do que as transversais no metal de solda, sendo compressivas ao longo do metal de solda, diminuindo pouco ao se afastarem do centro da solda até atingir valores trativos nos metais de base e no amanteigamento com aço *Maraging 350*. Com relação ao aço ASTM A516 G70 e sua ZAC adjacente, as tensões

residuais medidas foram trativas em ambas as direções (longitudinal e transversal), contudo no metal de solda as tensões foram compressivas na direção longitudinal (-265 MPa) e transversal (-41 MPa). Oliveira (2009), em seu estudo também encontrou tensões compressivas no metal de solda e tensões trativas na ZAC ao obter medições e tensões residuais em chapas de aço A516 G70 soldadas.

A tensão residual máxima trativa na direção transversal foi observada no amanteigamento de aço *Maraging* 350 com pico de tensão de 342 MPa. A tensão residual máxima compressiva na mesma direção foi observada na zona afetada pelo calor no aço 8630M.

Assim como no trabalho anterior de Abreu *et. al.* (2014) que utilizou o aço *Maraging* 350 como material de amanteigamento em uma junta soldada com Inconel 625 como metal de solda e os aço AISI 4130 e ASTM A36 como metais de base, não foi percebido o efeito do amanteigamento sobre a tensão residual. Este fato pode ser devido a medição de um único ponto na região do *Maraging* 350, sendo incapaz de capturar o perfil de tensão residual ou a espessura da camada de amanteigamento (~ 5 mm após a usinagem) ser pequena quando comparada com a espessura da junta (30 mm).

Modenesi (2001) reporta que quando o componente soldado apresenta uma grande espessura, superior a 25 mm, as tensões residuais em outras direções podem se tornar significativas. Na junta amanteigada com a liga de aço *Maraging* 350, possivelmente o volume de material depositado não tenha sido o suficiente para reduzir a tensão trativa com a transformação martensítica promovida pelo material.

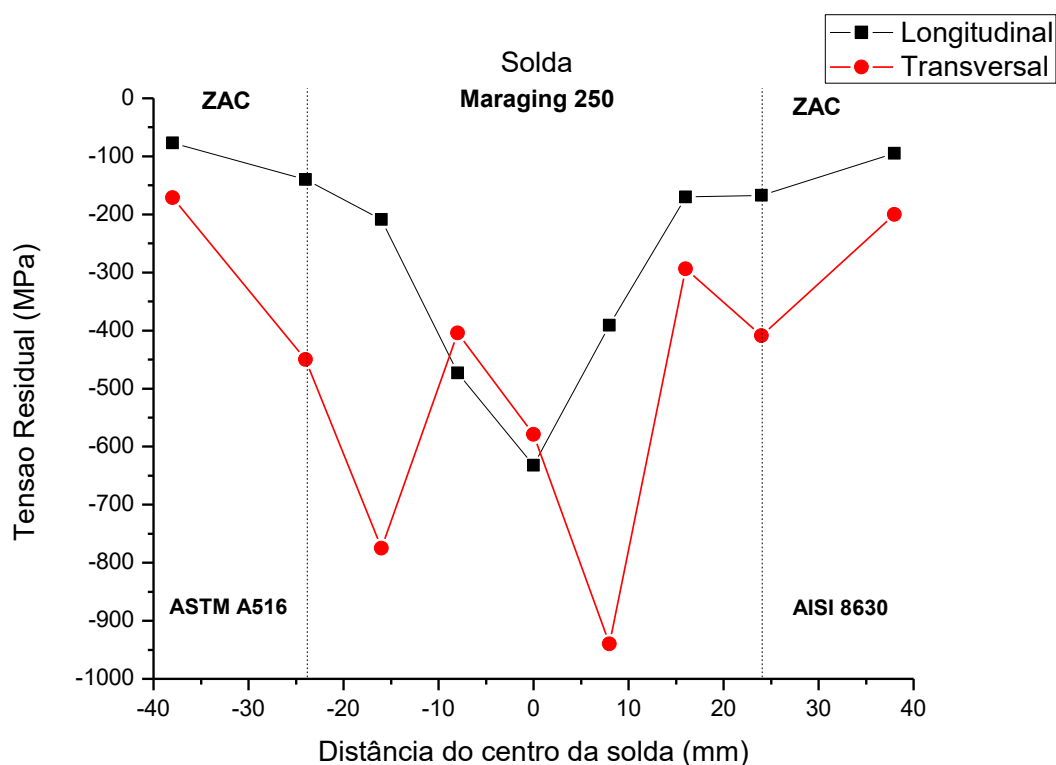
Os resultados da distribuição das tensões residuais na junta 05 estão apresentados na Tabela 4.3. Na Figura 4.7 estão representados os perfis de tensões residuais, enquanto as linhas verticais demarcam a margem do metal de solda, abrangendo uma faixa de 12 mm à direita e 12 mm à esquerda do centro da solda.

Tabela 4.3 – Distribuição das tensões residuais no topo da junta soldada 05.

Ponto		A516 G70		Metal de solda <i>Maraging</i> 250				8630MM		
		MB1	ZAC	1	2	3	4	5	ZAC	MB2
Tensão Residual (MPa)	Longitudinal	-77	-140	-209	-473	-632	-391	-170	-167	-95
	Transversal	-171	-450	-775	-404	-579	-940	-294	-409	-206

Fonte: Elaborado pelo autor

Figura 4.7 – Distribuição da tensão residual no topo da superfície nas placas soldadas com *Maraging 250* – Junta 05.



Fonte: Elaborado pelo autor

Nesta condição de soldagem as tensões residuais apresentaram-se diferentes quando comparado com os valores medidos na ZAC, MB1 e MB2 da junta 04. Os perfis das tensões residuais da junta 05 apresentadas na Figura 4.7 mostraram um comportamento compressivos ao longo de toda a região medida, tanto no metal de solda; quanto na zona afetada pelo calor (ZAC) e nos metais de base. Este foi um padrão de tensões residuais observado com o consumível de solda com transformação de fases no estado sólido é usado. Admite-se que as transformações de fase adifusionais devido ao emprego do metal de adição de aço *Maraging 250* tenha a sido a principal fonte das tensões residuais compressivas na junta 05.

As transformações adifusionais como martensita, bainita e ferrita de Windmännstätten, bem como a ferrita acircular geram níveis de tensões residuais compressivos no metal de solda de aços transformados.

As tensões máximas residuais foram encontradas no metal de base de aço ASTM A516 com picos de tensão de -77 MPa na direção longitudinal e -171 MPa na direção transversal. As tensões residuais longitudinais são mais compressivas (-632 MPa) no metal de solda de aço *Maraging 250* do que nos metais de base (-77MPa)

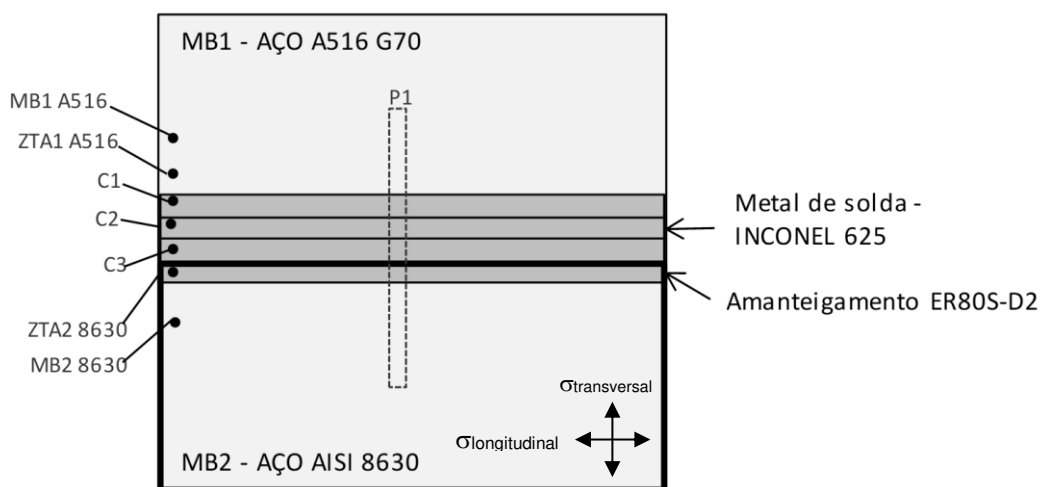
ASTM A516 G70 e (-95 MPa) AISI 8630MM.

A redução na magnitude da tensão residual na zona afetada pelo calor pode ser devido ao fato de que esta zona está mais próxima do metal de base não afetado que é resistente e que reduz a capacidade de absorver a tensão do material adjacente da zona afetada pelo calor.

Segundo Ramana et al. (2010) os perfis de tensões residuais compressivas no metal de solda de amostras do aço transformável soldadas com multipasse, a origem dessas tensões residuais compressivas foram atribuídas pelos autores como a soma dos efeitos de transformações de fase adifusionais e gradientes de tensões gerados pela diferença de velocidade de resfriamento ao longo da espessura das amostras soldadas.

Na junta de comparação JC foi realizada a análise de tensão residual no corpo de prova com a configuração conforme a Figura 4.8. Nesta figura, a região de medição da tensão residual está identificada pela área delimitada em linha tracejada P1.

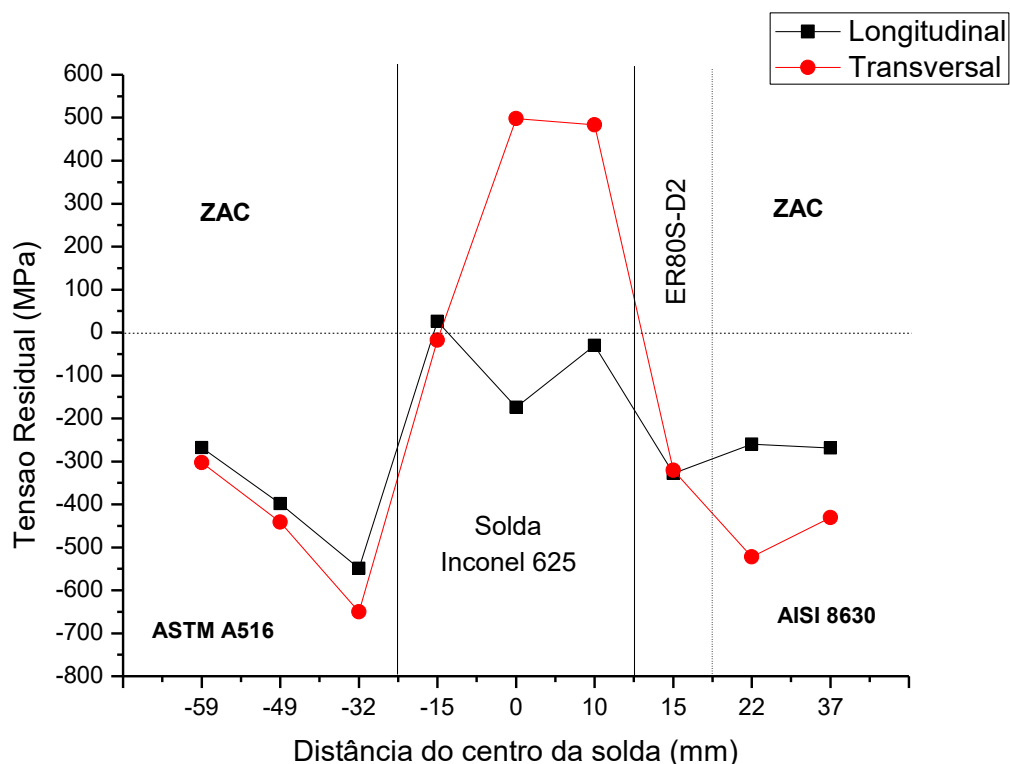
Figura 4.8 – Configuração da junta de comparação JC.



Fonte: Elaborado pelo autor

Após análise de tensão residual foi obtido o perfil de tensão da junta dissimilar soldada de Oliveira (2013), conforme a Figura 4.9

Figura 4.9 – Perfil de distribuição da tensão residual da superfície da junta JC.



Fonte: Elaborado pelo autor

A Figura 4.9 mostra o perfil de distribuição de tensões residuais da junta de comparação JC. Nela foi aplicado amanteigamento (deposito de 9 mm) com eletrodo de aço carbono ER80S D2 sobre a face do metal base de aço AISI 8630MM, que constitui a junta soldada, seguido posteriormente do processo de soldagem de enchimento com Inconel 625. O perfil de tensão residual na direção longitudinal desta junta se apresentou compressivo, com um ponto trativo de 26 MPa na zona fundida do aço ASTM A516 G70, contudo na direção transversal, na região compreendendo o metal de solda e a região de enchimento com Inconel 625 obteve um valor expressivo de tensão residual trativo (498 MPa).

Embora a junta amanteigada com aço carbono tenha valores compressivos maiores na direção longitudinal, ao ser observado o conjunto de tensões presentes nas juntas soldadas, constatou-se que a junta dissimilar 04, obteve uma uniformidade nos perfis de tensão, reduzindo o nível de tensão residual no metal de solda a níveis de tensões compressivas e com valor menor na região amanteigada, isto se deve ao comportamento deste material relacionado a transformação martensítica.

Percebe-se que a aplicação do aço *Maraging 250* como metal de solda

garantiu o comportamento esperado para este material, ou seja, tensões compressivas.

4.2 Ensaios de tração

Neste estudo foram atendidas as recomendações das normas API 6A e ASME IX, que propõem a utilização de um único corpo de prova para o ensaio de tração.

Na Tabela 4.4. e nas Figuras 4.10 e 4.11 estão os resultados dos ensaios de tração realizados nos corpos de prova para cada junta soldada 04 e 05, Cada corpo de prova foi extraído conforme a especificação contida no item 3.2.3.1. Os corpos de prova foram denominados de TR1 e TR2, sendo TR1 referente ao corpo de prova de tração 1 extraído da Junta 04 e TR2 referente ao corpo de prova de tração 2 extraído da Junta 05.

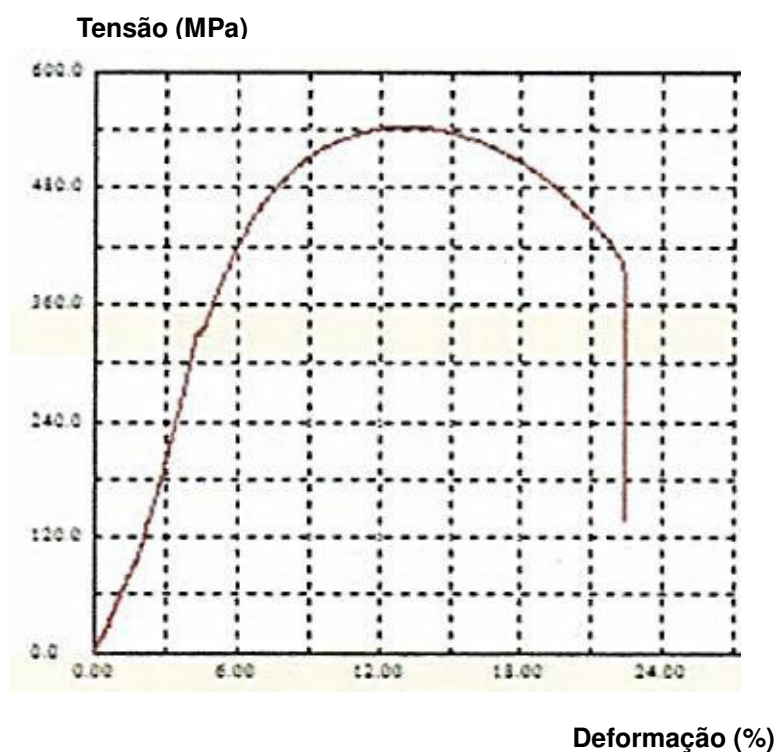
As propriedades obtidas neste ensaio, tais como, limite de escoamento, limite de ruptura e alongamento atenderam aos critérios de aceitação do teste de tração descrito pela ASME IX, ou seja, os valores permaneceram no intervalo de aceitação do limite mínimo de resistência à tração do menos resistente dos metais de base, neste caso, o metal de base de aço ASTM A516 Gr70. Portanto, os valores obtidos foram superiores a 485 MPa para o limite de resistência à tração e 260 MPa para o limite de escoamento.

Tabela 4.4 – Valores de propriedades mecânicas obtidas em ensaios de tração para a junta soldada

Corpo de prova	Limite de resistência (MPa)	Limite de escoamento (MPa)
TR1	544,4	336,8
TR2	597,3	425,7

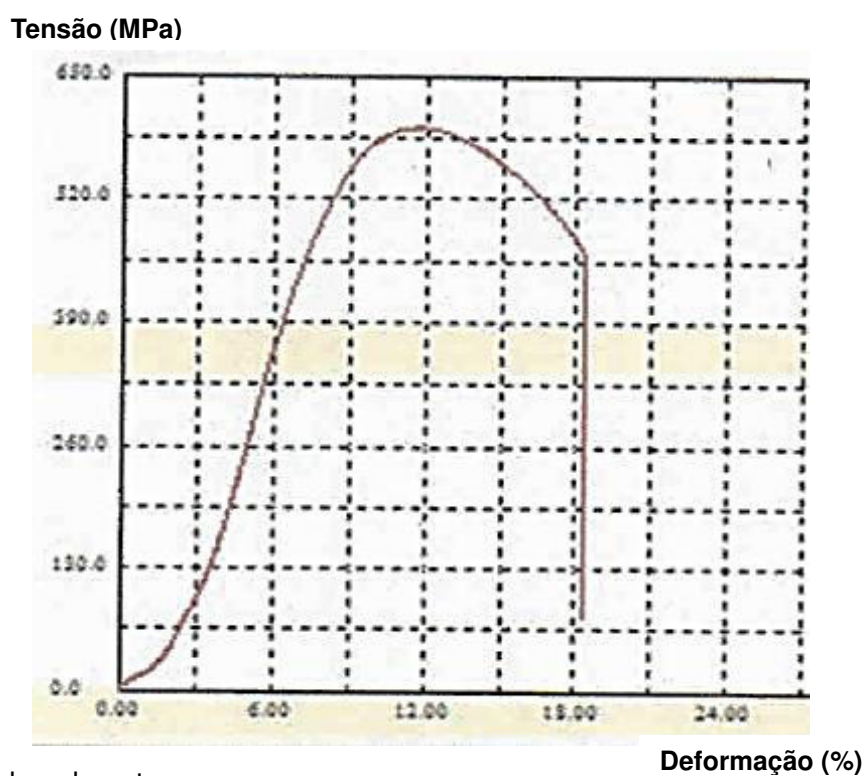
Fonte: Adaptado pelo autor

Figura 4.10 – Curva tensão x deformação do corpo de prova TR1



Fonte: Adpatado pelo autor

Figura 4.11 – Curva tensão x deformação do corpo de prova TR2



Fonte: Adpatado pelo autor

Todos os corpos de prova romperam no metal base de aço ASTM A516 Gr 70, externamente à solda e os valores de resistência a tração obtidos no ensaio foram superiores a 95% da resistência à tração especificada para o metal de base, atendendo, assim, aos requisitos da ASME IX. Este resultado foi devido ao *overmatching* dos arames de deposição em relação ao metal de base ASTM A516 Gr 70, ou seja, os arames de deposição empregados possuem resistência à tração e de escoamento superiores a resistência do metal de base.

MACHADO (2012) comenta que o emprego de *overmatching* reduz a massa do metal de base de adição, introduzindo geralmente indesejáveis e altas tensões residuais podendo requerer especial atenção quanto a defeitos com origem em fenômenos metalúrgicos, principalmente trincas induzidas por hidrogênio. Contudo, BOELLINGHAUS e KANNENGIESSER (2003) estudaram o efeito do metal de adição e da restrição por contração na otimização da tensão em componente soldado em duas condições de soldagem: a primeira em juntas soldadas de topo por arco-submerso de chapas de aços estrutural e a segunda em soldagem TIG orbital de aços inoxidáveis super martensíticos tubulares. Como resultado, nas duas condições de soldagem as forças e as tensões residuais transversais à solda poderiam ser reduzidas significativamente selecionando materiais de adição que levam ao *overmatching*.

MOREIRA (2008) afirma que juntas soldadas com *overmatching* são utilizadas em tubulações, estruturas marítimas, etc., evitando as trincas no metal de adição através da proteção das microtrincas pré-existentes.

4.3 Ensaio de impacto

Os ensaios de impacto realizados tiveram o intuito de medir a quantidade de energia absorvida pelos materiais, empregados na junta soldada, durante a fratura, possibilitando determinar a resistência e sensibilidade dos materiais quando submetido a uma determinada carga de impacto.

A Tabela 4.5 mostra os resultados de tenacidade ao impacto de Charpy com temperatura de ensaio de -18°C.

Tabela 4.5 – Tenacidade ao impactos das amostras soldadas.

Corpo de prova	Localização do entalhe	Energia Absorvida (J)
JUNTA 04 (Amanteigado com eletrodo GSCO 12 - <i>Maraging 350</i>)	Interface AISI 8630MM / <i>Maraging 350</i>	21,6
	<i>Maraging 350</i>	88,2
	Interface <i>Maraging 350</i> / Inconel 625	81,0
	Inconel 625	54,6
JUNTA 05 (Metal de solda MG 701 TIG - <i>Maraging 250</i>)	Interface AISI 8630MM / <i>Maraging 250</i>	46,1
	<i>Maraging 250</i>	47,0

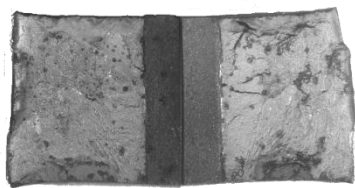
Fonte: Elaborado pelo autor

Todos os valores de resistência ao impacto alcançados nas amostras para a duas condições de soldagem, junta soldada com depósito de amanteigamento de *Maraging 350* e preenchida com *Maraging 250*, na temperatura -18°C , apresentaram resultados acima do valor mínimo especificado na norma API 6A, ou seja, 20 Joules. De modo que todos os resultados se mostraram satisfatórios, podendo permitir a aprovação da resistência ao impacto.

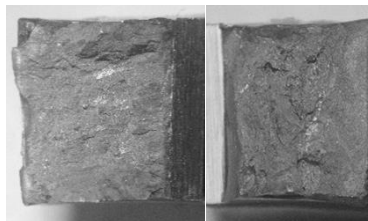
Na Figura 4.12 é mostrado uma série de faces de fratura obtidas dos ensaios de impacto com localização dos entalhes em pontos diferente das juntas soldadas. A aparência da fratura é um dos fatores considerados para a determinação da tenacidade, pois mostra como ocorreu o mecanismo de falha do material se a fratura foi dúctil (fibrosa) ou frágil (granular). É possível ver a expansão lateral dos corpos de prova. Esta avaliação foi puramente qualitativa, embora a norma ASTM E23 (2007) possibilite estimar a deformação lateral dos corpos de prova rompidos no ensaio de Charpy.

Figura 4.12 – Corpos de prova após o ensaio de impacto de Charpy.

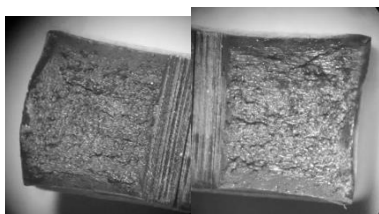
a) 8530M/*Maraging* 350 – J05



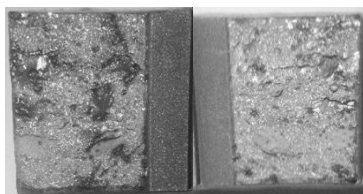
b) *Maraging* 250 – J05



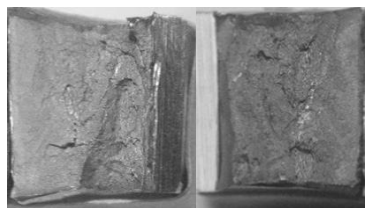
c) 8630MM – J05



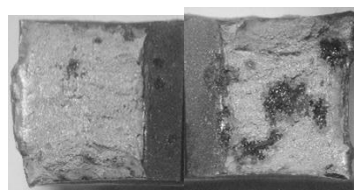
d) 8630MM/*Maraging* 350 – J04



e) *Maraging* 350 – J04



f) Inconel 625 – J04

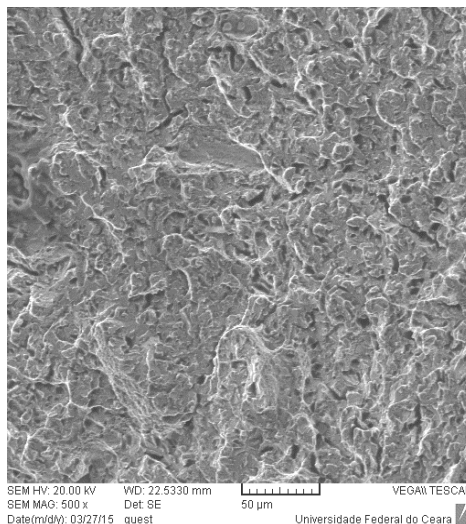


Fonte: Elaborado pelo autor

Ao realizar a análise das superfícies das fraturas das juntas soldadas, conforme a Figura 4.12 foi possível visualizar que para os ensaios realizado na temperatura -18°C as amostras se apresentaram com fratura dúctil.

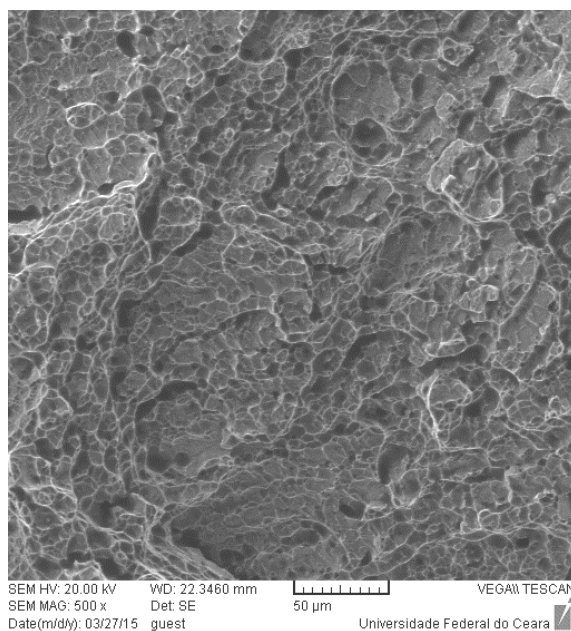
Exemplos das características observadas nas superfícies de fratura são mostrados nas Figuras 4.13 a 4.15.

Figura 4.13 – Microscopia eletrônica de varredura (MEV). Superfície de fratura após ensaio de impacto de Charpy. Amostra com entalhe na região de interface AISI 8530M/*Maraging* 250 – 500X.



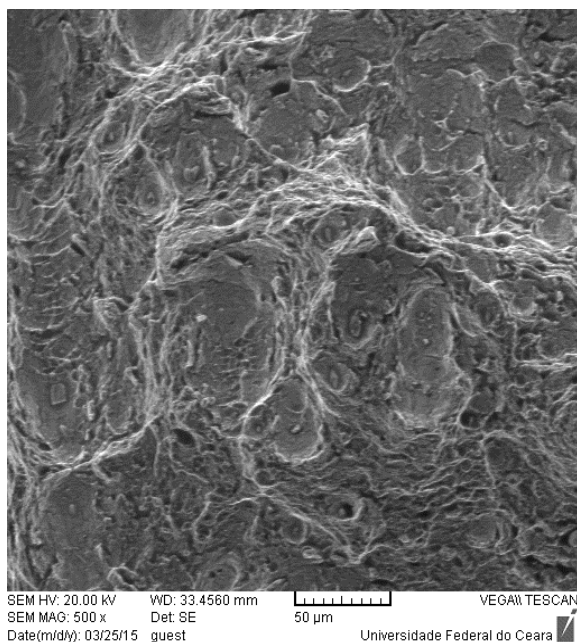
Fonte: Elaborado pelo autor

Figura 4.14 – Microscopia eletrônica de varredura (MEV). Superfície de fratura após ensaio de impacto de Charpy. Amostra com entalhe na região *Maraging* 250 – 500X.



Fonte: Elaborado pelo autor

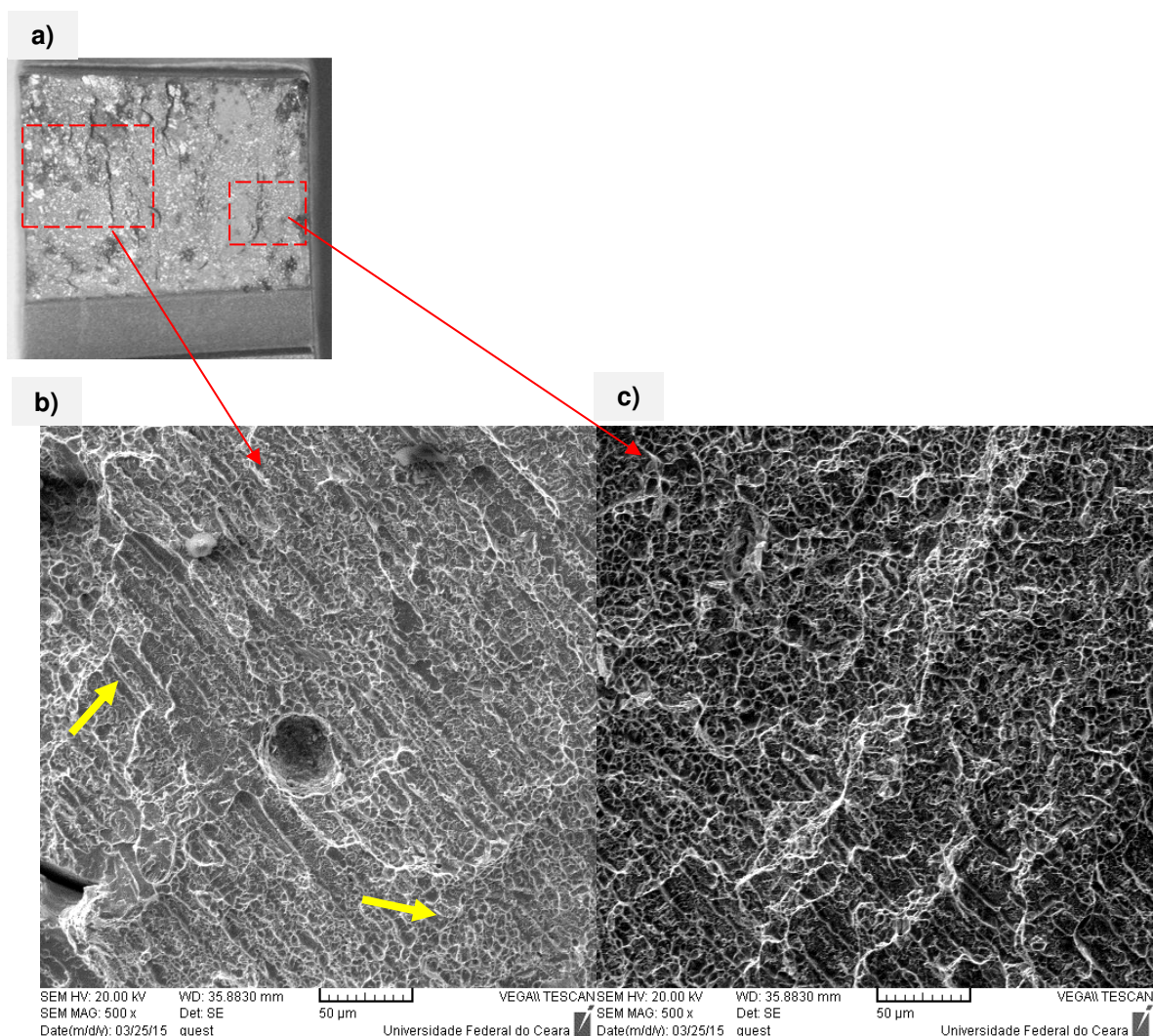
Figura 4.15 – Microscopia eletrônica de varredura (MEV). Superfície de fratura após ensaio de impacto de Charpy. Amostra com entalhe na região do metal base de aço AISI 8530M na junta soldada com *Maraging* 250 – 500X.



Fonte: Elaborado pelo autor

Nos corpos de prova ensaiados com entalhe na interface entre o metal base AISI 8630MM e metal de solda GSCO 12 (*Maraging* 350) foi observado na superfície da fratura regiões de deformação plástica dentro de regiões de fratura plana (ou por clivagem). Na Figura 4.16 estão representadas as duas regiões indicadas por setas na cor amarela.

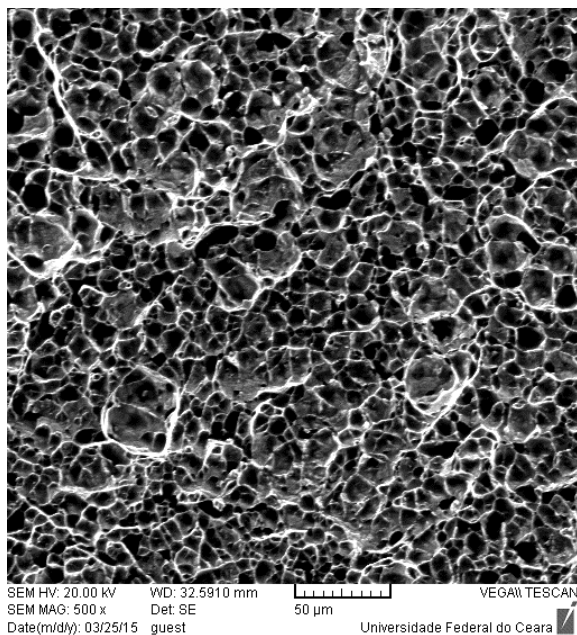
Figura 4.16 – Microscopia eletrônica de varredura (MEV). Superfície de fratura após ensaio de impacto de Charpy. Amostra com entalhe na interface AISI 8630M/*Maraging* 350. 500X.



Fonte: Elaborado pelo autor

Diante do resultado de energia absorvida de 88J e da imagem da superfície da fratura, Figura 4.17, para o corpo de prova com entalhe na região do *Maraging* 350, o material apresentou comportamento essencialmente dúctil, isto pode ser confirmado pela presença de alvéolos nas faces das fraturas obtidas. Entretanto, verifica-se a influência da taxa de deformação nos resultados, pois quanto menor seu valor, o material apresentou comportamento mais dúctil, pois há tempo para que maior deformação ocorra. Isso pode ser confirmado pela presença de alvéolos nas faces de fratura obtidas a menores taxas de carregamento.

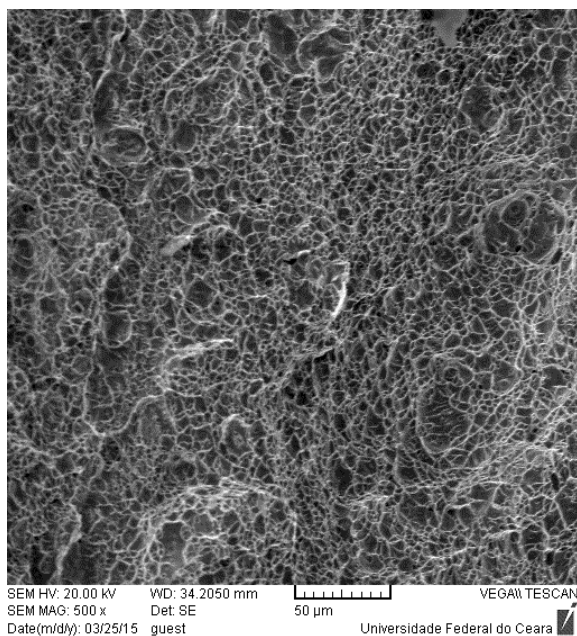
Figura 4.17 – Microscopia eletrônica de varredura (MEV). Superfície de fratura após ensaio de impacto de Charpy. Amostra com entalhe no metal de solda *Maraging 350*. 500X.



Fonte: Elaborado pelo autor

A superfície da fratura de ensaio de impacto da amostra da junta 04, com entalhe no metal de solda Inconel 625, Figura 4.18, mostra *dimples* equiaxiais, indicando micro vazios como mecanismos de fratura.

Figura 4.18 – Microscopia eletrônica de varredura (MEV). Superfície de fratura após ensaio de impacto de Charpy. Amostra com entalhe no metal de adição *Inconel 625*. 500X.



Fonte: Elaborado pelo autor

A análise da superfície de fratura nas juntas revela que o tipo de fratura foi dúctil com a presença de *dimples* esféricos.

Segundo PARDAL (2004), a presença de *dimples* é resultante da nucleação, crescimento e coalescimento de microcavidades.

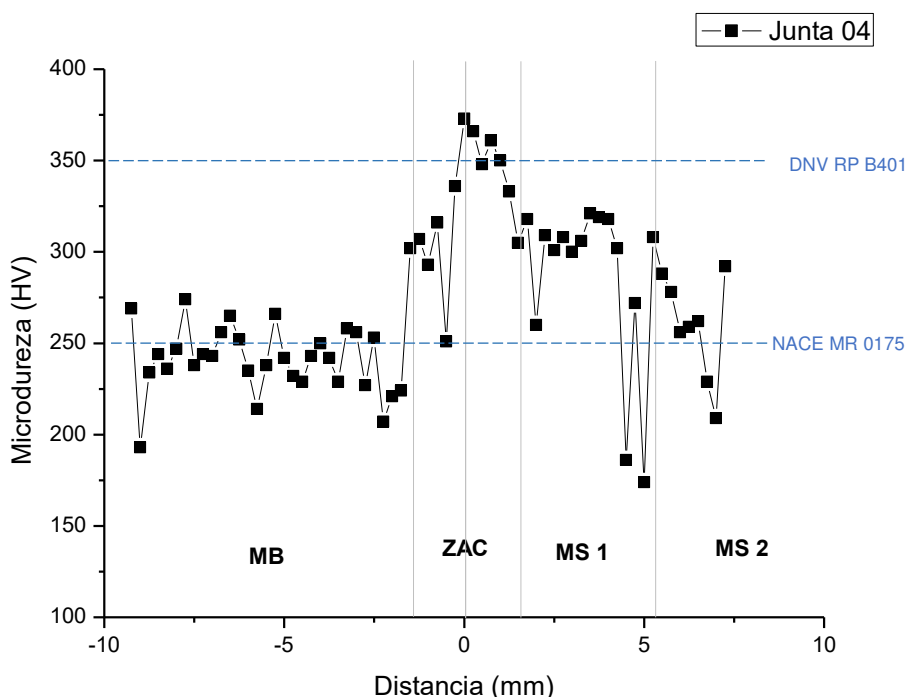
4.4 Microdureza Vickers

Nos gráficos das Figuras dos perfis de microdureza Vickers das juntas soldadas 04 e 05 estão as medidas realizadas na seção transversal em 2 (duas) linhas horizontais, L1 (topo) e L2 (meio) da junta soldada, em pontos do metal de solda (MS) e zona afetada pelo calor (ZAC). Nas Figuras são apresentados os níveis exigidos pela NACE MR 0175 e DNV RP B401 para evitar riscos de corrosão, na interface MS-ZAC. Na superfície de medição da microdureza as regiões dissimilares foram identificadas como MB (aço AISI 8630MM), MS1 (*Maraging* 350), ZAC (zona afetada pelo calor do aço AISI 8630MM) e MS2 (liga Inconel 625).

A análise de microdureza, também, consistiu em levantar os perfis na região do metal base, na zona afetada pelo calor e no metal de solda com o objetivo de verificar o efeito da transformação martensítica após a soldagem de amantecimento com aço *Maraging*. As Tabelas com os valores medidos nos perfis estão no Apêndice deste trabalho.

O perfil de microdureza da amostra da junta soldada 04 é apresentada na Figura 4.19 com os valores de microdureza da linha 01, próxima ao topo.

Figura 4.19 – Perfil de microdureza da seção transversal da junta 04, com amanteigamento, com metal de adição de aço *Maraging 350*.



Fonte: Elaborado pelo autor

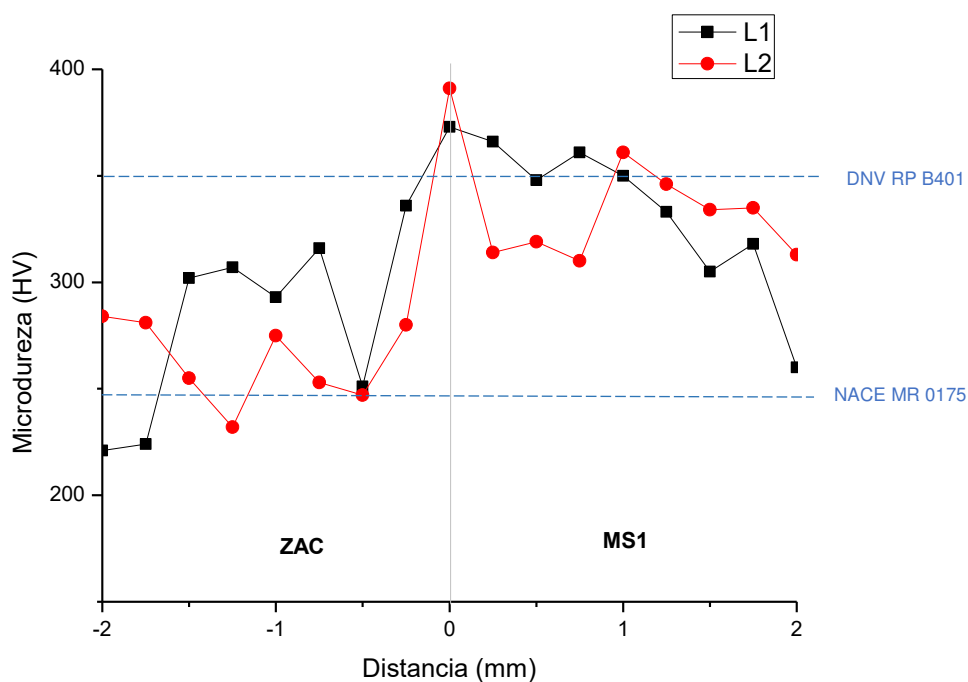
Observa-se no gráfico da Figura 4.19 que a microdureza da ZAC apresentou valores superiores aos recomendados pela especificação da norma NACE MR 0175, que descreve que para a aceitação dos aços carbono e aços baixa liga os valores de dureza devem ser no máximo de 22 HRC (248 HV). Cabe salientar que este requisito na norma se aplica aos aços que sofreram tratamento térmico de pós soldagem (TTPS) de alívio de tensões. As juntas analisadas neste estudo não foram submetidas ao TTPS de alívio de tensões.

Na região da solda MS1, amanteigada com aço *Maraging 350*, os valores de microdureza medidos ficaram em um patamar de 300 HV, também acima do recomendados pela NACE MR 0175, contudo a norma DNV RP B401 descreve como prática recomendada, para as ligas à base de níquel e endurecidas por precipitação e soldagem de materiais susceptíveis a formação de martensita valores iguais ou inferiores a 350HV com o objetivo de restringir os danos da alta sensibilidade para tensão de fissuramento por hidrogênio.

Para o perfil de microdureza na linha L1 e L2 na junta soldada 04, Figura 4.20, apresentaram o mesmo comportamento, contudo com uma leve redução nos

valores do perfil da microdureza medida no centro. Esta redução pode ser devido ao refinamento do grão.

Figura 4.20 – Perfil de microdureza na interface ZAC-MS1 de amanteigamento da junta soldada 04.



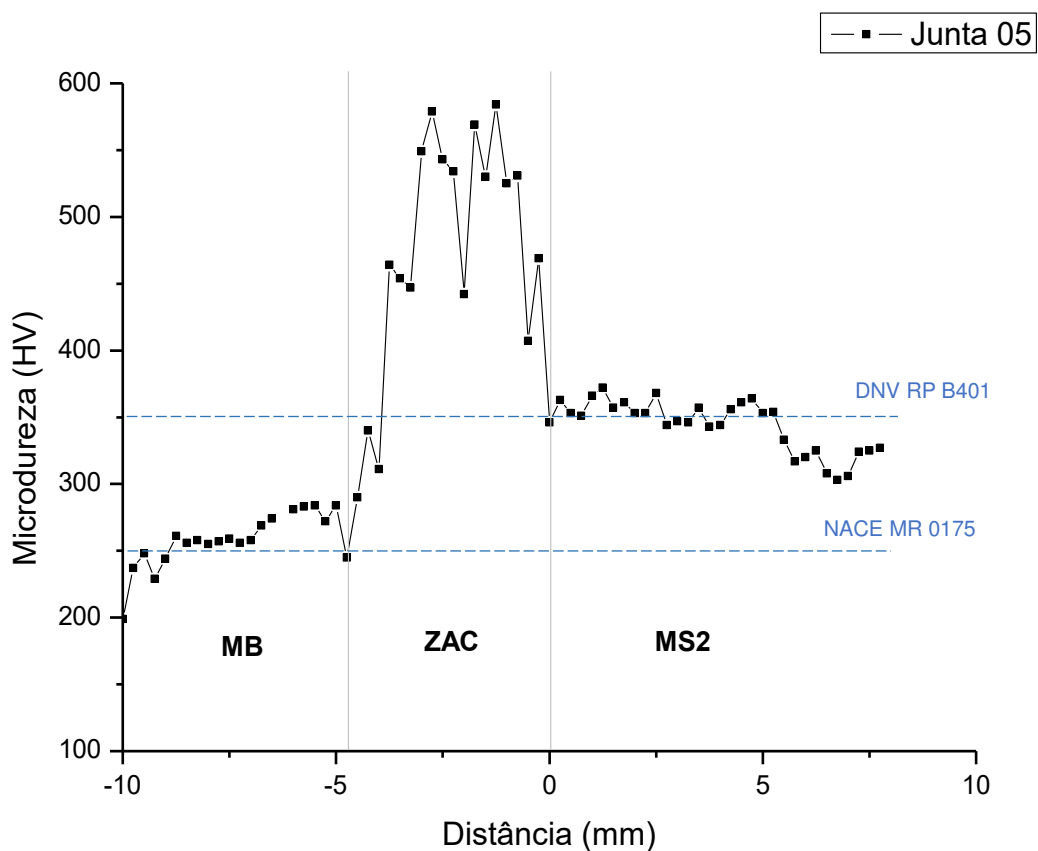
Fonte: Elaborado pelo autor

De acordo com Brito (2014), outros picos de dureza, de valores menores próximo a interface, ao longo da zona afetada pelo calor (ZAC), são decorrentes do fenômeno de bandeamento.

Para Oliveira (2013, p.101), “A elevada temperabilidade do aço AISI 8630MM, juntamente com seu médio teor de carbono e sua forte tendência ao bandeamento, dificultam a redução da dureza desse material em níveis inferiores.”

A Figura 4.21 representa o perfil de microdureza da linha L1 realizada ao longo da junta soldada 05 (topo). Foi observado um pico de dureza no valor máximo de 584 HV na zona afetada pelo calor. Supõe-se que o aumento de dureza no material foi decorrente do ciclo térmico de soldagem, uma vez que, este aumento de dureza na zona afetada pelo calor já era esperado, devido ao teor de carbono no metal base de aço AISI 8630MM de 0,36% e da presença de elementos de liga que promovem o aumento da temperabilidade desse aço.

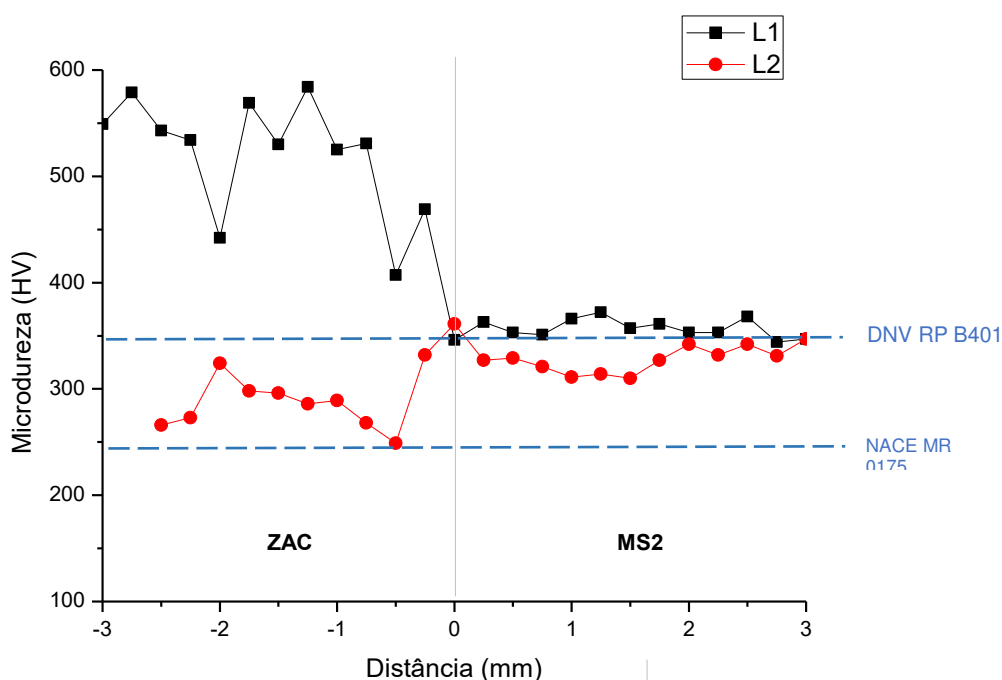
Figura 4.21 – Perfil de microdureza da seção transversal da junta 05, sem amanteigamento, soldado com *Maraging 250*.



Fonte: Elaborado pelo autor

No gráfico da Figura 4.22 são apresentados os perfis de microdureza das linhas L1 (topo) e L2 (meio) da junta soldada 05 na interface ZAC-MS2, sem amanteigamento, com metal *Maraging 250*.

Figura 4.22 – Perfil de microdureza da seção transversal nas linhas L1 e L2 da junta soldada 05, sem amanteigamento, com *Maraging 250*.



Fonte: Elaborado pelo autor

Observou-se que a dureza encontrada na zona fundida, constituída pelo metal de solda de *Maraging 250* (MS2), apresentou uma redução significativa nos valores de microdureza medidos do que a ZAC na seção transversal na linha L1 do centro do perfil da junta soldada 05. O aumento crescente de dureza na região da ZAC pode está relacionado com a microestrutura modificada pelo processo de soldagem, possivelmente resultando na formação de microconstituinte de martensita revenida. O efeito acumulativo da temperatura decorrente dos passes de soldagem, também, pode ter sido suficientemente alta para produzir intermetálicos.

O MS2 (*Maraging 250*) apresentou microdurezas próximas a 350HV, coerente com o valor esperado entre 300HV e 400HV para este material quando soldado na condição solubilizado.

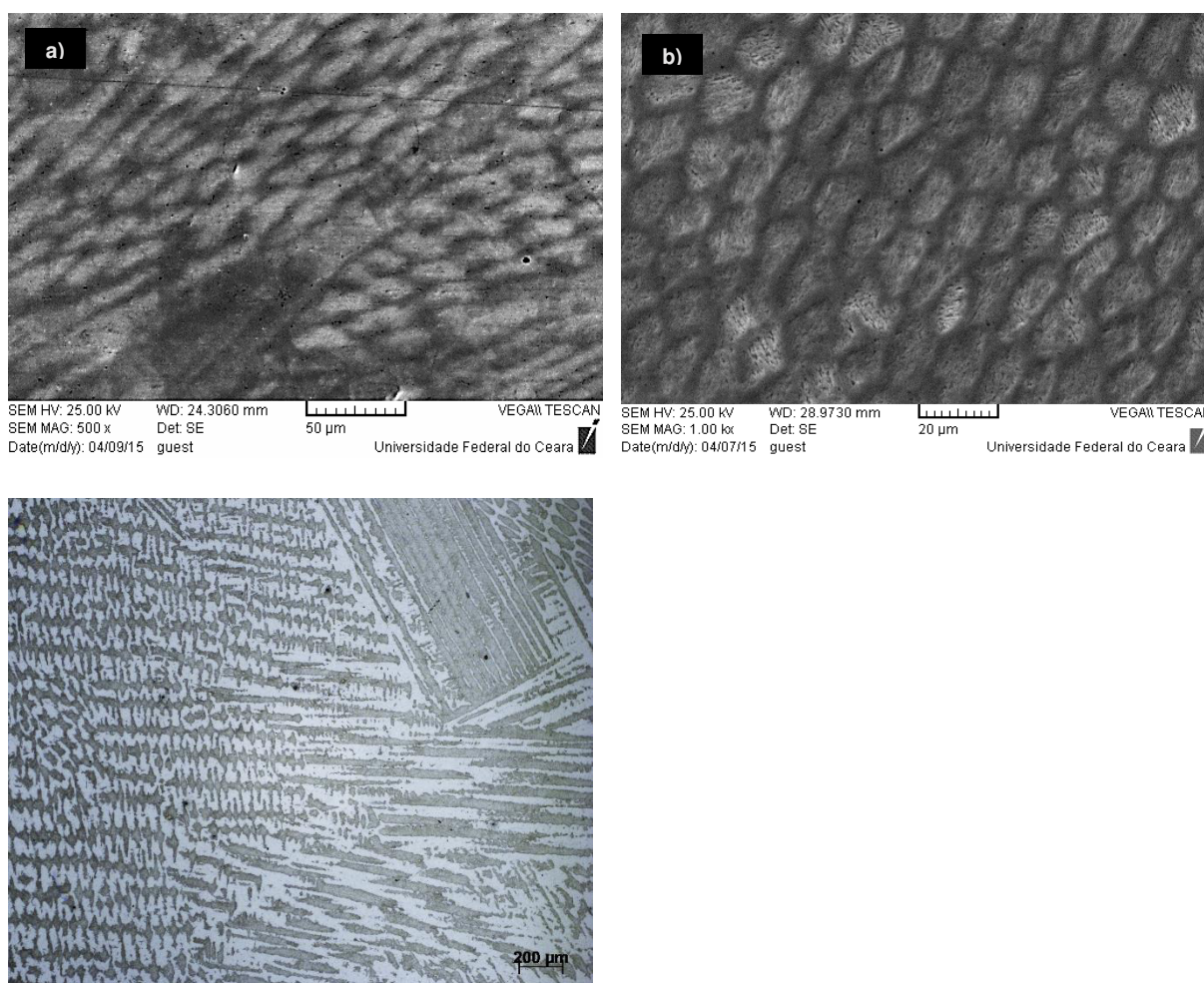
4.5 Caracterização microestrutural das juntas soldadas

O foco deste trabalho se concentrou na interface entre o metal base e o amanteigamento e na ZAC, logo a caracterização microestrutural das juntas soldadas nas regiões mais afastadas da transição entre o metal base e o amanteigamento não

foram detalhadas na análise.

Na Figura 4.23 estão representadas os tipos microestruturas do metal de solda para as ligas GSCO 12 (*Maraging* 350) e MG 701 TIG (*Maraging* 250), nas juntas soldadas 04 e 05, nesta ordem. As microestruturas apresentadas foram selecionadas de pontos afastados da linha de fusão.

Figura 4.23 – Microestruturas dos metais de solda. a) *Maraging* 350. Picral. b) *Maraging* 250. Nital 1%. c) *Maraging* 350. Picral Modificado



Fonte: Elaborado pelo autor

A microestrutura Figura 4.23 mostrou uma estrutura de solidificação celular, com aspecto dendrítico, característica da zona fundida reaquecida pelos passes de soldagem nas soldas de aço *Maraging*.

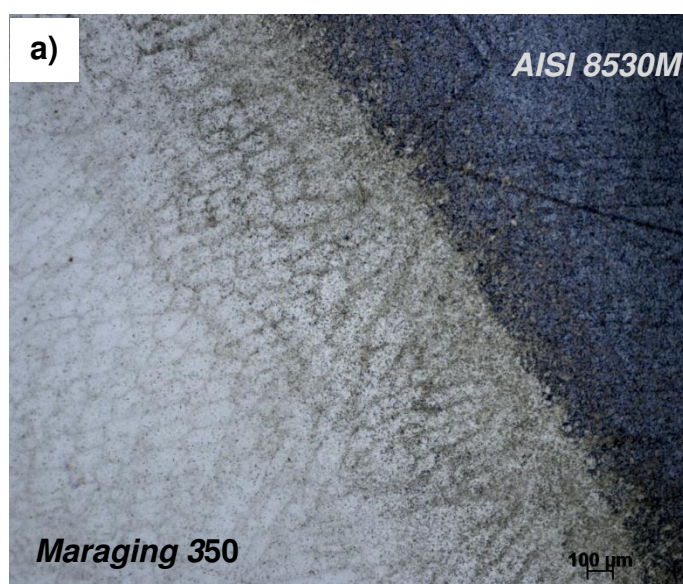
Devido ao baixo carbono (0,02%, no máximo) e teor de níquel, os aços *Maraging* são martensíticos na condição recozido, mas ainda são facilmente conformados, usinados e soldados.

O *Maraging* já foi estudado e caracterizado em diversos estudos (SILVA, 2014; RAMANA *et al*, 2010; SHA e GUO (2009); TARIQ *et al*, 2008; NARAYANAN *et al*, 1990; SUMAR *et al* (1992); FAROOQ *et al*, 1987) e situações. SHA e GUO (2009), por exemplo, realizaram diversas pesquisas e compilaram em uma coletânea as suas descobertas juntamente com a de outros autores, onde afirmam que o aumento no teor de níquel nos aços *Maraging* 350 desempenha um papel fundamental na manutenção da estrutura com alta densidade de discordâncias nas ripas de martensita. Devido ao elevado teor de titânio e cobalto em sua composição, há mais precipitação de $Ni_3(Mo, Ti)$ na matriz de martensita. Não há partículas grosseiras como $\mu-(Fe, Co)_7Mo_6$, $\sigma-Fe_2Mo$ ou Ni_4Mo na matriz.

4.6 Zona afetada pelo calor no aço AISI 8630M

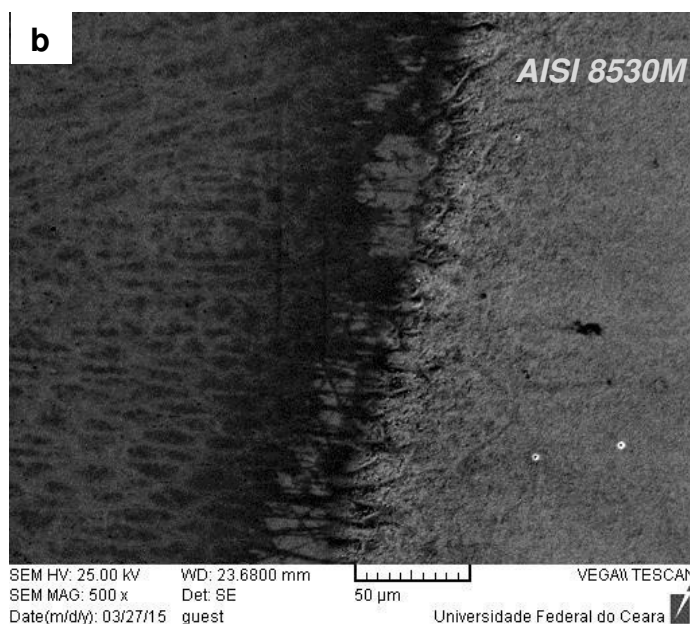
Na zona afetada pelo calor das juntas soldadas do aço AISI 8630M com GSCO12 (Junta 04) e aço AISI 8630M com MG 701 TIG (Junta 05) foram identificadas uma microestrutura constituída por fases predominantes de martensita. Na Figura 4.24 e na Figura 4.25 são apresentadas as microestruturas das juntas dissimilares na condição como soldada.

Figura 4.24 – ZAC prevalecente na junta dissimilar de aço AISI 8630M amanteigada com aço *Maraging* 350. a) Microscopia ótica, b) MEV.



Fonte: Elaborado pelo autor

Figura 4.24 – ZAC prevalecente na junta dissimilar de aço AISI 8630M amanteigada com aço *Maraging* 350. a) Microscopia ótica, b) MEV



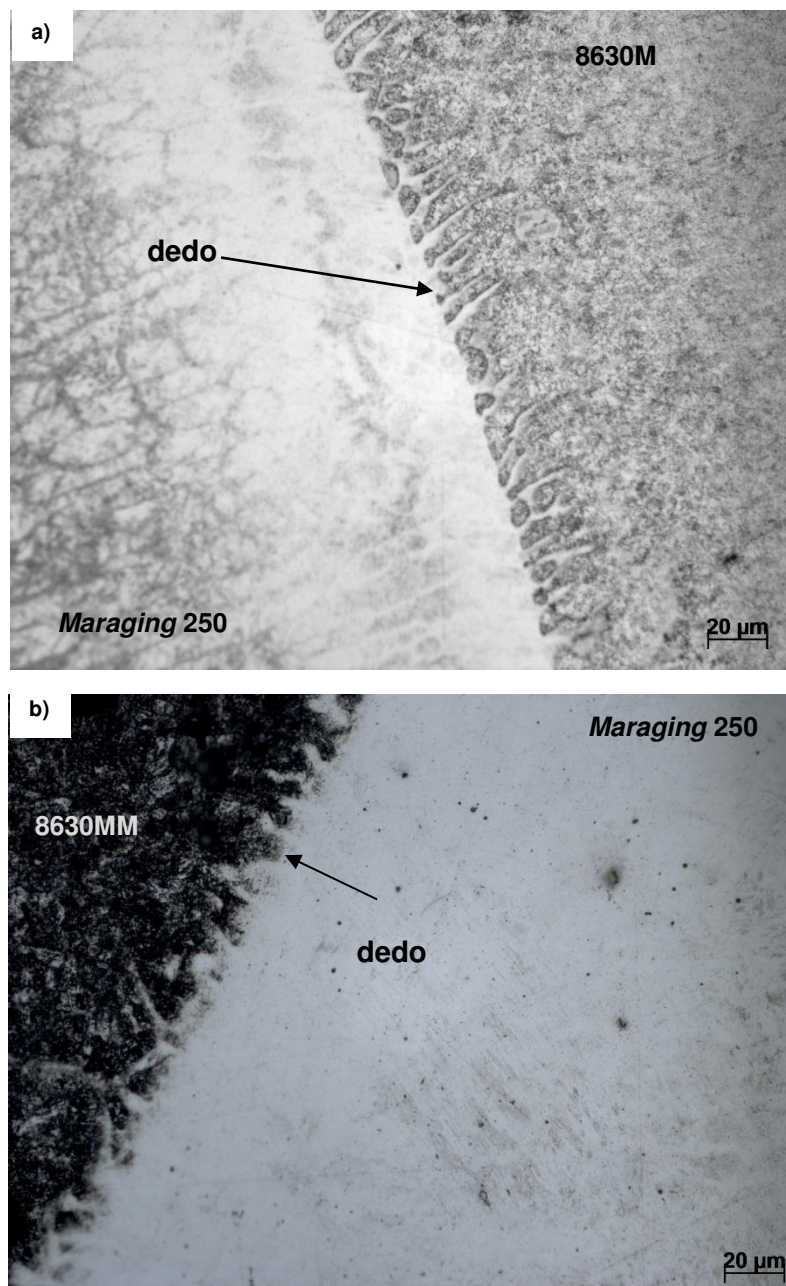
Fonte: Elaborado pelo autor

Na Figura 4.25 foi observado a presença de grãos refinados na ZAC. A formação dessa zona de grão grosseiro pode-se dar pela ausência de carbono ocasionada pela difusão do metal de solda no metal base. As áreas com baixo teor de carbono torna possível a formação da fase ferrita. Nota-se, na Figura 4.25a, que a microestrutura da zona de fusão possui morfologia celular dendrítica.

Ao longo da zona de ligação (ZL) foram observadas morfologias citadas na literatura, consistindo de zonas concebidas por macrosegregações que possuem composição química intermediária ao aço baixa liga e a liga de níquel, identificadas como zonas sujeitas a produzir regiões frágeis.

Nas interfaces de todas as juntas soldadas dos aços AISI 8630MM foram observadas as presenças de “dedos”, penetrações de metal de solda no metal base, Figura 4.25.

Figura 4.25 – Grãos refinados na ZAC. a) Microscopia ótica, b) MEV.



Fonte: Elaborado pelo autor

A penetração de metal de solda em forma de “dedos” no metal base sugere uma alta diluição, com alto teor de Fe, aparentemente através dos contornos de grão da austenita prévia.

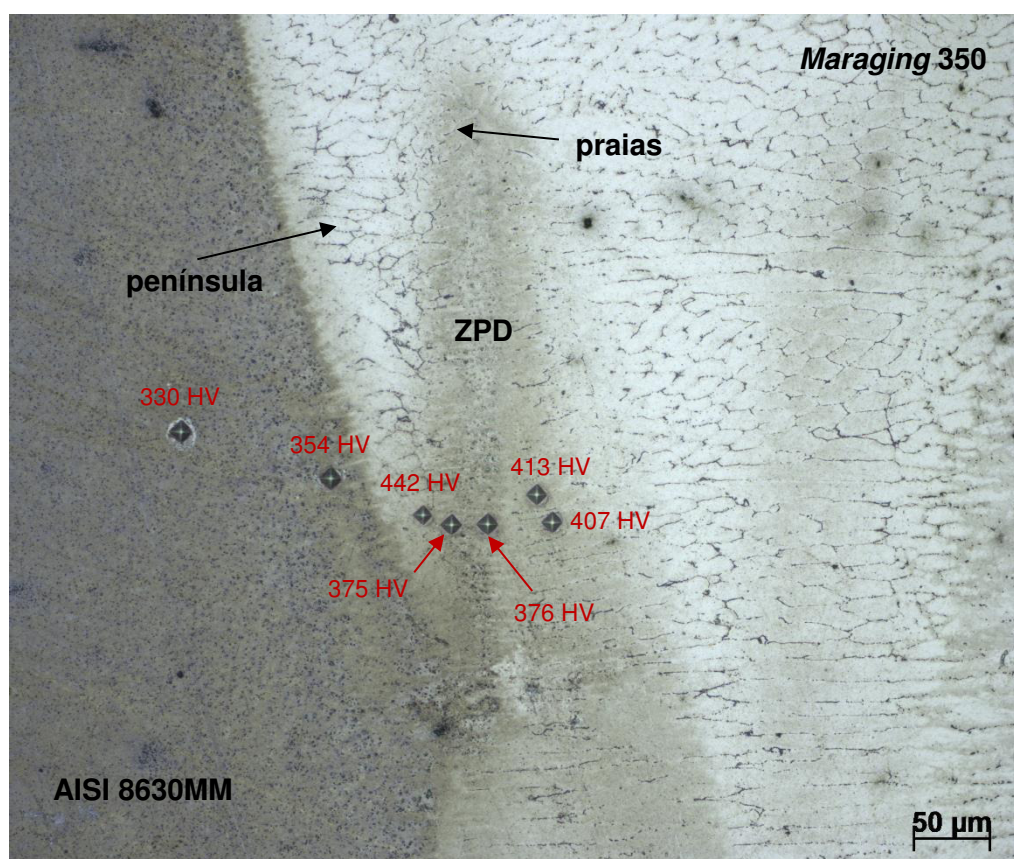
BEUGRAND et al (2009) apresentou esta estrutura em seus estudos, classificando as diferentes formas encontradas nas zonas de elevada dureza, com microestrutura martensítica, na interface dissimilar de uma junta soldada com liga de níquel. Essas zonas de elevada dureza também conhecida como “zona parcialmente

diluída (ZPD)”, podem colaborar com a falha por fissuração por hidrogênio, trincas por corrosão sob tensão e em ambientes contendo H₂S.

Segundo OLIVEIRA (2013) a resposta para a formação dos “dedos”, somente nos aços AISI 8630MM, pode ser relacionada às características da fusão/solidificação do metal de solda e do metal base.

Regiões do metal base envolvidas pelo metal de solda, denominadas “ilha”, mostrada na Figura 4.26, e regiões ligadas ao metal base parcialmente circundadas pelo metal de solda, designadas como “penínsulas”, foram constatadas na seção longitudinal ao cordão de solda.

Figura 4.26 – Península de metal base na interface dissimilar do metal base AISI 8630M e amanteigamento com aço *Maraging 350*. Junta soldada 04.



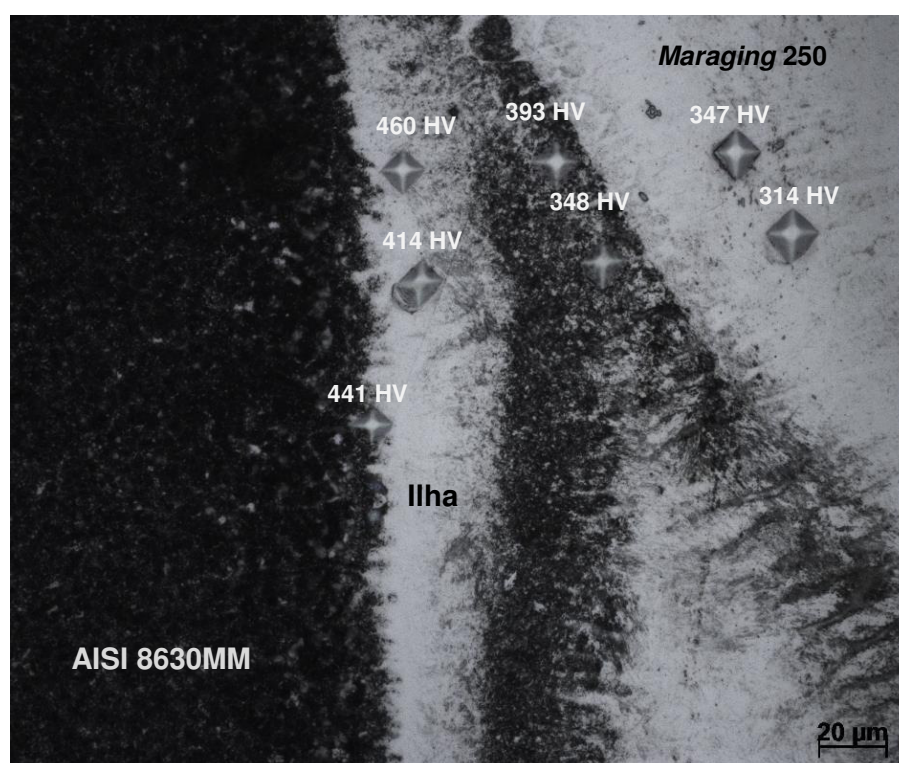
Fonte: Elaborado pelo autor

Conforme a Figura 4.26 a microdureza medida na ZPD teve um valor médio de 402 HV_{0,05}, confirmando que esta região é constituída pela fase martensita. KEJELIN et al (2006) afirmam que o principal problema metalúrgico encontrado em soldas de metais dissimilares é a formação, ao longo da interface da linha de fusão,

de regiões que podem atingir durezas superiores a 400 HV, o que indicam estarem constituídas de martensita e, portanto, serem frágeis.

Como pode ser observado na Figura 4.27, uma outra variação de forma na estrutura da interface entre o metal base AISI 8630MM e o metal de solda MG 701 TIG (*Maraging 250*) é apresentada.

Figura 4.27 – Ilha de metal base na interface dissimilar do metal base AISI 8630M e aço *Maraging 250*.



Fonte: Elaborado pelo autor

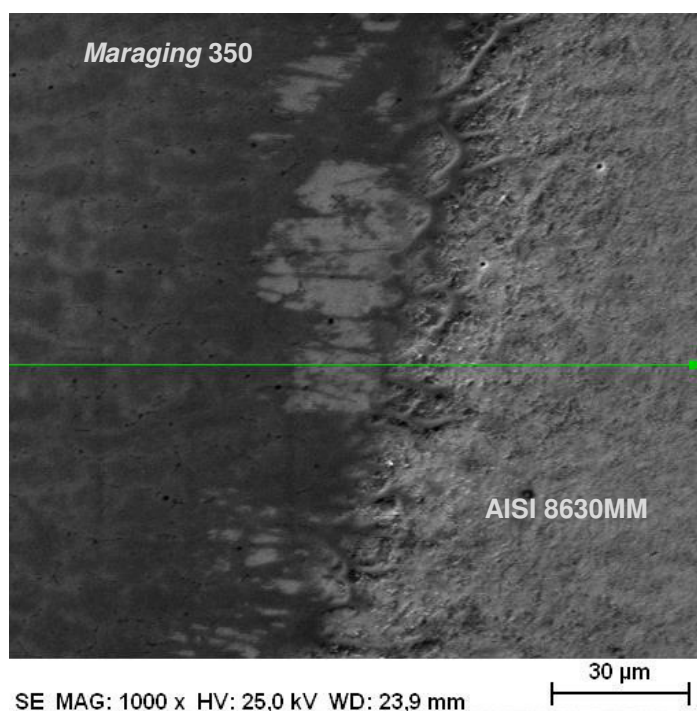
Para Doody (1992) a largura da ZPD influencia significativamente sobre o início de defeitos na interface, visto que a ZPD pode tornar uma solda dissimilar susceptível ao ataque localizado de corrosão por *pitting*, fragilização por hidrogênio, trincas de corrosão sob tensão em meios ácidos e ruptura por fadiga.

Observou-se que as ZPD's são formadas em regiões individuais ao longo da junta soldada, enquanto que a maior parte da interface entre o metal de solda e metal de base não apresenta qualquer heterogeneidade. Este fato também foi relatado por Kejelin et al (2006). Em relação aos valores de dureza obtidos acima de 350 HV nestas regiões, Doody (1992) afirma que estas zonas podem ser susceptíveis à fissuração por corrosão sob tensão e que estas durezas estão dentro da faixa de dureza característica das microestruturas martensíticas (acima de 340 HV).

4.7 Perfil de composição química na interface metal base AISI 8630M e metal de solda

Através da análise química por EDS foi possível determinar a composição química da Zona Parcialmente Diluída (ZPD) entre o aço e o *Maraging 350*. Avaliando a superfície a região de interface, Figura 4.28, foi possível observar a zona de transição constituída pela linha de fusão com uma região distinta de morfologia celular dendrítica do metal de solda.

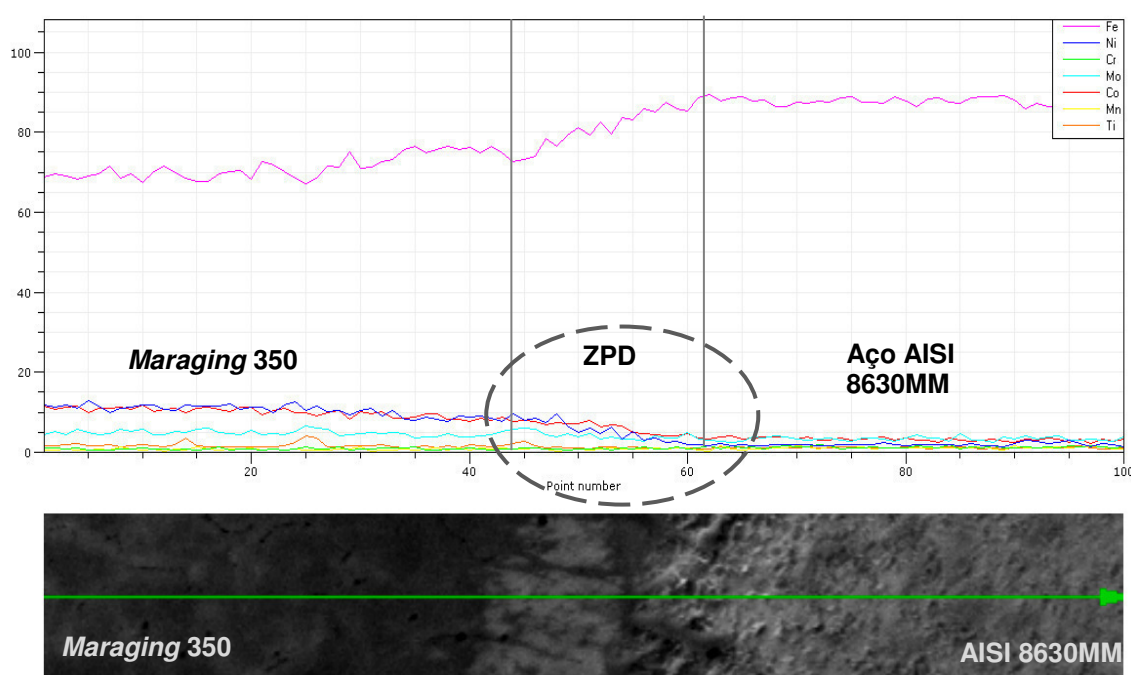
Figura 4.28 – Interface metal de solda/amanteigamento indicando a formação de uma de transição (ZPD).



Fonte: Elaborado pelo autor

Como pode ser observado nas Figuras 4.29 e 4.30, a transição em termos de composição química dos principais elementos (ferro, níquel, molibdênio, cromo, cobalto, manganês e titânio) ao longo do sentido perpendicular da junta soldada dissimilar constituída do aço AISI 8630MM e a liga *Maraging 350* é apresentada.

Figura 4.29 – Perfil de composição química ao longo da interface metal de solda/amanteigamento (% em peso)

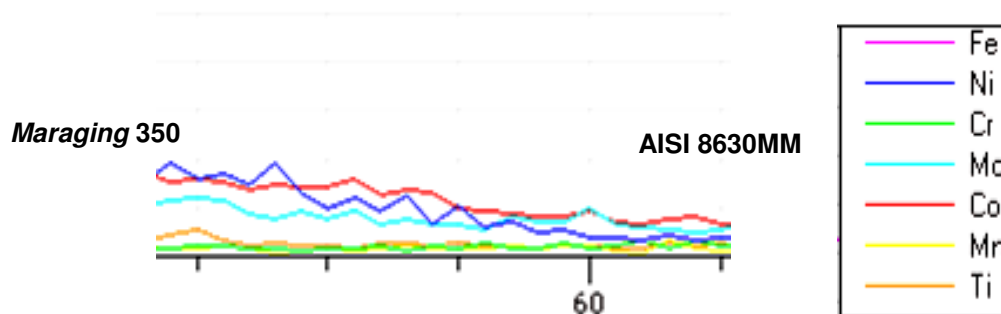


Fonte: Elaborado pelo autor.

Avaliando inicialmente o canto inferior direito da Figura 4.29 tem-se uma composição que é praticamente constituída por ferro, correspondendo ao metal bases de aço AISI 8630MM, seguido na direção da direita para a esquerda, observa-se que a zona de transição, cujo teor de ferro diminui ao longo de sua extensão, estabilizou em aproximadamente 70% após deixar a ZPD.

Analisando com mais detalhe a região da ZPD, Figura 4.30, o ferro do aço AISI 8630MM se difundiu no *Maraging 350* e o surgimento dos picos de níquel e cobalto garantiram a estrutura martensítica típica dos aços *Maraging*.

Figura 4.30 – Imagem em destaque dos picos de cobalto (vermelho) e níquel (azul escuro) na ZPD.

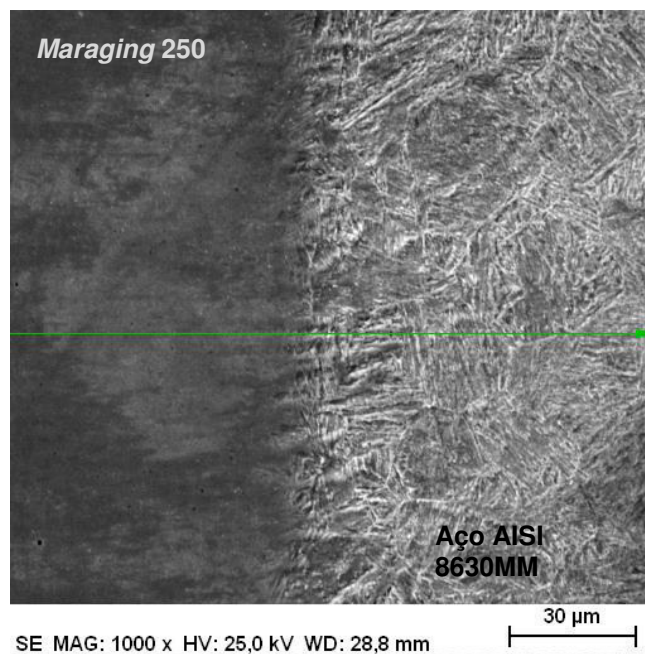


Fonte: Elaborado pelo autor.

De acordo com MAGNÉE (1974) a adição de níquel ao ferro aumenta a resistência da matriz e ao mesmo tempo reduzindo a resistência da rede cristalina ao movimento das discordâncias. Além desta afirmação, ele também enfatizou que o níquel reduz a energia de interação das discordâncias com os átomos intersticiais, produzindo alívio de tensão e como consequência a redução a susceptibilidade do aço à ruptura por fragilização.

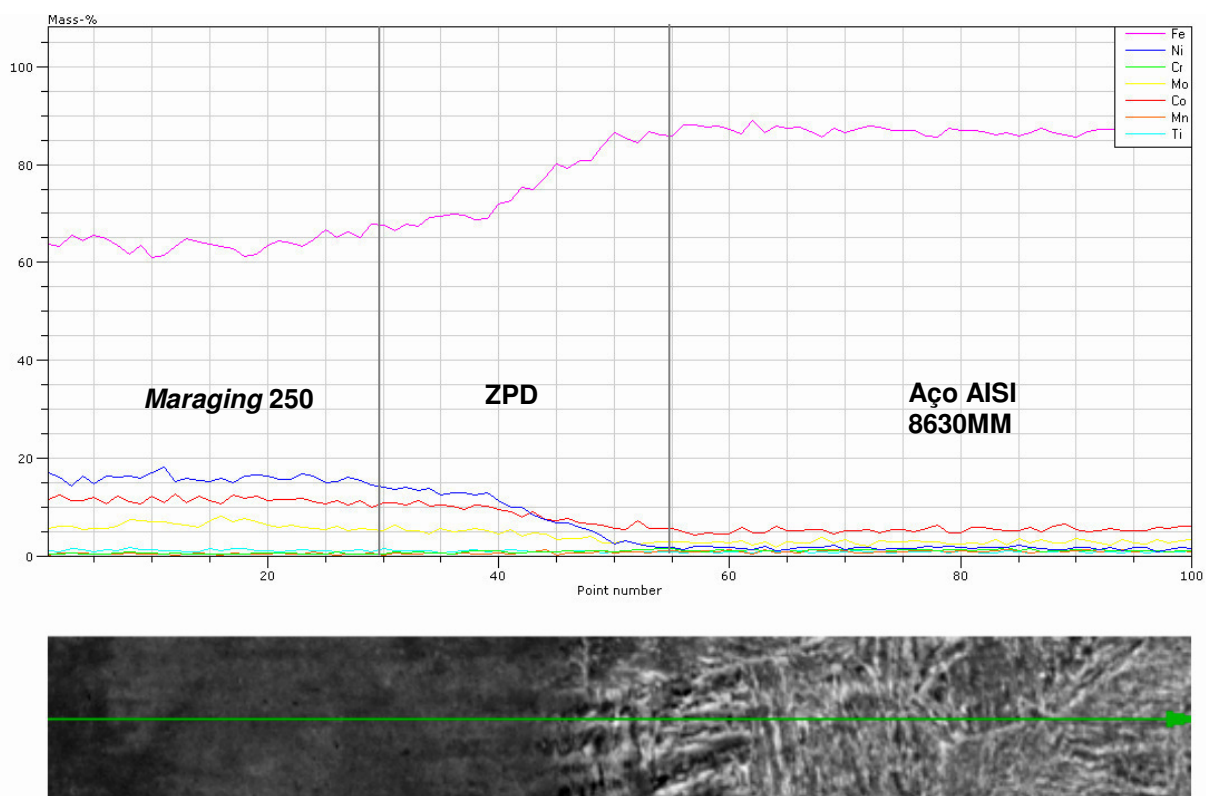
Na região de interface do metal base AISI 8630MM e solda Maraging 250, Junta 05, representada pela Figura 4.31, foi realizada análise química por EDS e destacada nas figuras 4.32 e 4.33. A transição em termos composição química presente para a região perpendicular a junta soldada é mais evidente a distinção da zona de transição entre o aço AISI 8630MM e a *Maraging* 250.

Figura 4.31 – Interface metal de sold *Maraging 250* indicando a formação de uma de transição (ZPD).



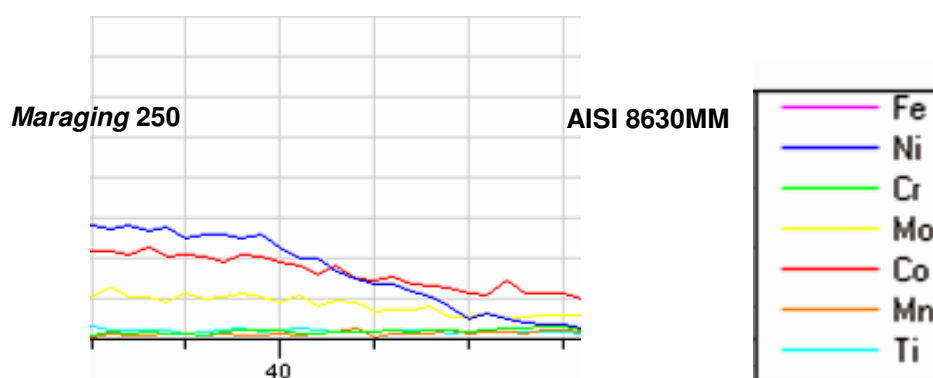
Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 4.32 – Perfil de composição química ao longo da interface metal de solda/*Maraging 250* (% em peso)



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 4.33 – Imagem em destaque dos picos de cobalto (vermelho) e níquel (azul escuro) na ZPD.



Fonte: Elaborado pelo autor.

É importante considerar na soldagem a contribuição da composição química do metal de base para a composição final do metal de solda. Neste trabalho a composição das soldas depositadas foram obtidas por fluorescência de raios-X (XRF). Com base nos resultados obtidos foram determinados os níveis de diluição para cada condição de soldagem aqui estudada. A diluição foi determinada através da equação 2, onde $\%(MA)$ é a concentração do elemento no metal de adição; $\%(MS)$ é a concentração do elemento no metal de solda e $\%(MB)$ é a concentração do elemento no metal de base.

$$\text{Diluição} = \frac{\%(MA) - \%(MS)}{\%(MA) - \%(MB)} \quad (\text{Equação 4.1})$$

Os resultados da diluição na Junta 05, dissimilar com o metal de adição *Maraging 250* depositado são apresentados na Tabela 4.6. A composição da solda de *Maraging 250* foi medida em dois pontos, o primeiro ponto próximo a interface do metal de solda e o metal base (Ponto 1) e o segundo ponto mais afastada da interface (Ponto 2).

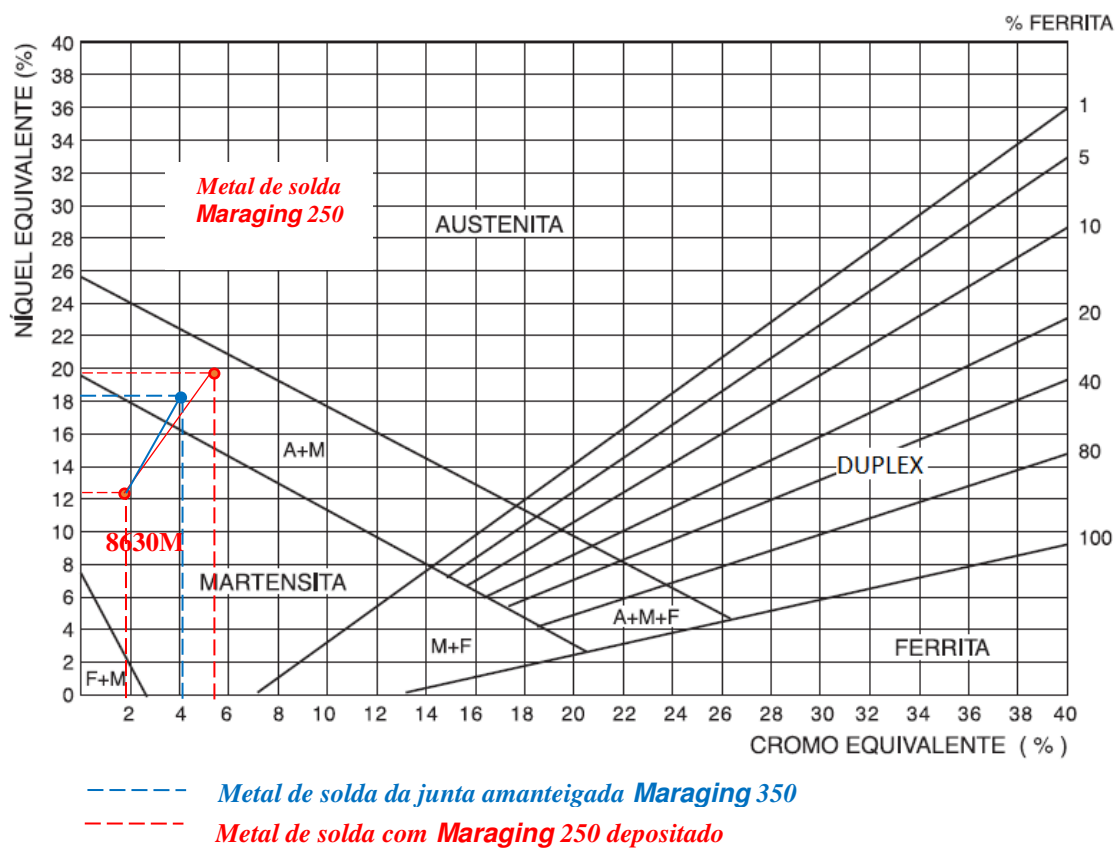
Tabela 4.6 – Composição química da zona fundida do metal *Maraging* 250 depositado e diluição.

	Elemento	Ponto 1	Ponto 2
Composição química (% em peso)	Ti	64,4	48,3
	Cr	81,7	40,9
	Mn	72,6	27,4
	Fe	48	13,2
	Co	28,2	4,3
	Ni	58,9	14,4
	Mo	57,5	26,5

Fonte: Elaborado pelo autor.

Considerando a faixa de composição química obtida nas análises de EDS na interface das juntas soldadas e o teor de ferro do metal base, AISI 8630MM, que foi de 96,3%, foi percebido que o Fe no metal de adição no ponto 1 e ponto 2 foram 48% e 13,2%, respectivamente. Com base nos cálculos de diluição é possível determinar as fases presentes, levando em consideração o diagrama de Schaeffler para determinar a estrutura metalúrgica da junta soldada. Nos materiais empregados na junta 05, foi traçado uma linha ligando o metal de base a cada ponto medido do material de adição no diagrama de Scheaffler, conforme a Figura 4.34

Figura 4.34 – Pontos correspondentes aos da Tabela 4.13 no diagrama de Scheaffler.



Fonte: Elaborado pelo autor.

5 CONCLUSÕES

O presente trabalho realizado nas juntas dissimilares com *Maraging* da classe 350 e 250 como metal de solda permite concluir que:

- A junta soldada *Maraging* 250 (baixa transformação martensítica) apresentou maiores intensidades de tensões residuais compressivas comparada com a junta amanteigada com o eletrodo ER80S D2 (aço carbono).
- A utilização do *Maraging* 350 como material de amanteigamento influenciou de forma positiva na interface metal base (AISI 8630M) /metal de solda quando comparado a junta de configuração similar, amanteigada com o eletrodo ER80S D2 (aço carbono), apresentando níveis de tensões residuais menores.
- Não foi percebido o efeito do amanteigamento na Junta 01 (com 0,6 mm de depósito de *Maraging* 350) sobre as tensões residuais.
- Nas juntas 04 e 05, na zona de ligação, ZL, entre o metal base e o metal de solda, apresentaram gradiente de composição criando regiões com diferente propriedades mecânica denominadas de zonas parcialmente diluídas (ZPD).
- A maior tenacidade ao impacto das juntas dissimilares estudadas foi na região de interface entre o metal base e metal de solda da junta 05, apresentando 46,1J comparado aos 21,6J da interface da junta com amanteigamento de aço *Maraging* 350.
- Os resultados de microdureza permitiram avaliar essa propriedade na interface dissimilar das juntas soldadas e mostrar que os resultados obtidos foram superiores aos recomendados pelas normas NACE MR0175 e DNV RO B401, contudo os materiais se apresentavam na condição solubilizado sem tratamento térmico de pós soldagem (TTPS).
- A amostra amanteigada com *Maraging* 350 apresentou valores de microdureza coerentes com o valor esperado para o material (entre 300HV e 400HV).
- Os ensaios de tração realizados nos corpos de prova extraídos das juntas 04 e 05 atenderam aos critérios de aceitação descrito pela ASME IV. Os valores permaneceram no limite mínimo de resistência à tração do menos resistente dos metais de base, neste caso, o aço ASTM A516 G70.

- As imagens de MEV das superfícies fraturadas pelo ensaio de impacto Charpy revelou indícios de clivagem na interface entre o metal base (AISI 8630MM) e o metal de solda (*Maraging 350*) da junta 04.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Estudo e análise da junta soldada com aço *Maraging* 250, para investigação sobre a presença de austenita revertida.
- Estudo e comparação das tensões residuais em juntas soldadas com adição de aço *Maraging* 250 e 350, sem amantecimento.
- Avaliação da dilatação dos aços *Maraging* em soldagem de peças cilíndricas.

REFERÊNCIAS

API 6A/ISO 10423: 2004 - Specification for Wellhead and Christmas Tree Equipment, 19th Edition. In.; 2004.

ASM Metal Handbook: Properties and Selections: Iron, Steels, and High Performance Alloys, Vol. 1, 10th Edition, 1994.

ASM Metal Handbook: "Welding, Brazing and Soldering, Volume 6, ASM International Handbook Committee, 1a. edição, 1993.

ASME IX Edition 2009: Boiler and Pressure Vessel Code, Section IX: Welding and Brazing Qualifications. In.: American Society of Mechanical Engineers.

ASTM A322-07: Standard Specification for Steel Bars, Alloy, Standard Grades. In.; 2007.

BHADESHIA, H.K.D.H. **Developments in Martensitic and Bainitic Steels – Role of the Shape Deformation**, *Mat. Sci. Eng. A*, **378**, 34-39, 2004.

BAIN, E.C.: *Trans. AIME* 70 (1924) 25-46.

BEER, Ferdinand P.; Dewolf, John T.; JOHNSTON, E. Russell; MAZUREK, David. F. **Estática e Mecânica dos Materiais**. 9^a. ed. Editora McGraw-Hill. 2009

BEUGRAND, V. C. M.; SMITH, L. S.; GITTOS, M. F. **Subsea dissimilar joints: failure mechanisms and opportunities for mitigation**. In NACE Corrosion 2009, 2009b, Atlanta – Georgia – USA. NACE. p. Paper n° 09305.

BOELLINGHAUS, Thomas; KANNENGIESSER, Thomas. **Effect of filler material selection and shrinkage restraint on stress strain build up in components weld**. 6th International Trends in Welding Research Conference Proceedings, ASM International, p. 906-911, 2003

BOWLES, J. S.; MACKENZIE, J. K.: *Acta Metallurgica* 2 (1954) 129--137.

BRADY, George S.; CLAUSE, Henry R.; VACCARI, John A. **Materials Handbook**, 15th edition, p. 589. 2004.

BRITO, F. F. G.: **Avaliação da Técnica de Dupla Camada na Soldagem TIG Considerando a Tenacidade e Características Metalúrgicas de Juntas de Aço AISI 8630MM e ASTM A182 F22**. (Dissertação). Universidade Federal do Ceará. Fortaleza, 2014.

CANTARIN, T. N. **Caracterizações mecânicas e microestruturais do aço AISI 8650 modificado revestido com a liga de níquel por soldagem "GTAW"**. (Dissertação). Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares. São Paulo. 2011

CINDRA FONSECA, M. P. **Evolução do Estado de Tensões Residuais em Juntas**

Soldadas de Tubulação Durante Ciclos de Fadiga. Tese de Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, COPPE/UFRJ, 2000

Cobalt Containing High-Strength Steels. Bruxelles – Belgique: Centre D'information du Cobalt, 1974. 128p.

CAPELLO, E. **Residual Stress in Turning. Part I: influence of process parameters.** Journal of Materials Processing Technology, v. 160, n. 2, pp. 221 – 228. 2004

CARON, R. N.; KRAUSS, G. **The Tempering of Fe-C Lath Martensite.** Metallurgical Transitions. Volume 3, September, 1972.

COLPAERT, H. **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos.** 4ª. Edição. Editora LTC, Rio de Janeiro, 2008.

COSTA, A. D. S. B.; ABREU, H. F. G.; MIRANDA, H. C.; TEIXEIRA, L.; COSTA, R. C. S., SILVA, C. C. **Comparação dos níveis de tensões residuais para diferentes parâmetros utilizados no processo de soldagem tig automático em aços de tubos astm a106 gr. B.** 4o PDPETRO, Campinas, SP. p. 21-24 de Outubro de 2007.

Dai, H.; Francis, J. A., STONE, H. J.; BHADESHIA, H. K. D. H.; WITHERS, P. J.: **Characterizing phase transformations and their effects on ferritic weld residual stresses with X-rays and neutrons,** Metall.Mater. Trans. A, 2008, 39A, 3070–3078.26

D. L. Saraiva, M. Be´res, C. C. Silva, C. S. Nunes, J. J. M. Silva and H. F. G. Abreu. **Application of low Ms temperature consumable to dissimilar welded joint.** Materials Science and Technology. VOL 30 N° 9. p. 1057 – 1062. 2014

DECKER, R. F. & FLOREEN, S. **Maraging Steels – The first 30 years.** In: WISON, R. K., ed. Maraging steels: Recent developments and applications: proceedings of a symposium, held in Phoenix, 25 – 26 January, 1988. The Minerals, Metals & Materias Society, 1988. p. 01 – 38.

FAROOQ, M.; HAQ, A; HASHMI, F. H.; KHAN, A. Q. **Microscopic Determination of Austenite in 18% Ni Maraging Steel.** METALLOGRAPHY 20:377-383 (1987)

FLOREEN, S. **The physical metallurgy of maragins steels.** Metall. Rev., 13: 245 – 50, 1968.

FRANCIS, J. A.; KUNDU, S.; BHADESHIA, H. K. D. H.; STONE, H. J.; ROGGE R. B. **Pressure Vessel Technol.** (2009) V. 131, Issue 4, 041401.

GUIMARÃES, J. R. C. **Conceituação, Cinética e Morfologia da Transformação Martensítica em Aços.** Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales, Vol.1 (1981), nº1, 3-9.

H. Dai, J. A. Francis, H. J. Stone, H. K. D. H. Bhadeshia and P. J. Withers: **'Characterizing phase transformations and their effects on ferritic weld residual**

stresses with X-rays and neutrons', Metall. Mater. Trans. A, 2008, 39A, 3070–3078.26

INCO. **The 18 percent nickel *Maraging* steels: Engineering properties.** Source book on *Maraging* steels, ASM, p. 351 – 377, 1979.

J. A. Francis, S. Kundu, H. K. D. H. Bhadeshia, H. J. Stone, R. B. Rogge. **Pressure Vessel Technol.** (2009) V. 131, Issue 4, 041401.

KANDIL, F.A.; LORD, J.D.; FRY, A.T.; GRANT, P.V. **A Review of Residual Stress Measurement Methods.** Reino Unido, 2001.

KEJELIN, Norton Zanette. **Influência dos parâmetros de soldagem na formação de zonas parcialmente diluídas em soldas de metais dissimilares.** (Dissertação) Programa Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais: UFSC, 2006.

KOVESI, P. & ALLEN, G.B. **Controlled transformation and maraging steels.** In: PETTY, E.R. Martensite fundamental and technology. London, Longman, 1970 .p .161 - 99.

KOU, S. **Welding Metallurgy.** 2nd. Ed. John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, New Jersey, 2003.

KUNDU, S.; BHADESHIA, H. K. D. H.: **Scripta Materialia** 55 (2006) 779--781.

LANG, F. H; KENYON, N. **Welding of *Maraging* Steels.** WRC Bulletin 159. February 1971.

LU, J., Handbook of Measurement of Residual Stress. Society of Experimental Mechanics. 1996

LUNDIN, C.D. **Dissimilar Metal Welds-Transition Joints Literature Review.** Welding Journal, Vol. 61, pp. 58-63, 1992.

MACHADO, Ivan Guerra. **Novos paradigmas para especificação de juntas soldadas.** Soldag. Insp. São Paulo, Vol.17, N^o. 3, p.278-288, Jul/Set 2012`

MAGNÉE A., DRAPIER J.M., DUMONT J., COUTSOURADIS D., HABRAKEN L., MAGNÉE, A. **Ni-Co-Mo *Maraging* Steels - The Ultra High Strength Grade. Cobalt Containing High Strength Steels,** p. 50 -80, 1974.

MAGNÉE, A., VIATOUR, P., DRAPIER, J. M., COUTSOURADIS, D., HABRAKEN L. **Microstructure, résistance et ténacité de l'acier *Maraging* 13Ni (400).** Cobalt, p.3-

MASUBUCHI, K. **Residual Stress and Distortion, Metals Handbook,** 9th ed., Vol 6. Metals Park, OH, American Society for Metals – ASM, pp 1094 – 1102.

Materiais metálicos de alta resistência mecânica e térmica. **Materiais avançados no Brasil 2010-2022.** Brasília: Centro de Gestão e Estudos Estratégicos, 2010.

MODENESI, P. J. **Efeitos Mecânicos do Ciclo Térmico**. [S.l.], 2001.

MODENESI, P. J.; SANTOS, M. **Metalurgia da Soldagem**. [S.l.], 2001.

MODENESI, Paulo J. **Soldagem de ligas metálicas**. Departamento de engenharia metalúrgica e de materiais: UFMG, 2001

MOREIRA, Hamilton Soares. **Estudo da influência dos parâmetros de soldagem MIG e da morfologia do cordão no comportamento à fadiga de juntas soldadas de um eixo traseiro veicular**. Dissertação de mestrado. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. 2008

MURAKAWA H., BÉREŠ M., VEGA, A. , RASHED S., DAVIES C. , DYE D., NIKBIN K., **Effect of Phase Transformation onset Temperature on Residual Stress in Welded Thin Steel Plates**, JWRI, 2008, vol. 37, nº2, pp. 75-80.

NACE MR0175 / ISO 15156:2003 – Petroleum and Natural Gas Industries – Materials for use in H₂S Environments in Oil and Gas Production – Part 2: Cracking Resistant Carbon and Low Alloy Steels and the Use of Cast Iron. In.; 2003.

NARAYANAN, P. Ramesh; SREEKUMA, K; NATARAJAN, A.; SINHA, P. P. **Metallographic investigations of the heat-affected zone II/parent metal interface cracking in 18Ni *Maraging* steel welded structures**. *Journal of Materials Science*. Vol 25. (1990) 4587 – 4591

OHTA, A.; SUZUKI, N.; MAEDA, Y.; HIRAOKA, K.; NAKAMURA T. **Superior Fatigue Crack Growth Properties in Newly Developed Weld Metal**, *I. J. of Fatigue*, **21**, S113-S118, 1999.

OHTA, A.; MATSUOKA, K.; NGUYEN, N.T.; MAEDA, Y.; SUZUKI N.: **Fatigue Strength Improvement of Lap Joints of Thin Steel Plate Using Low-Transformation-Temperature Welding Wire**, *Welding Journal*, **82**, 78S-83S, 2003.

OLIVEIRA, G. L. G.; SILVA, T. F.; MIRANDA, H. C., MOTTA, M. F. **Avaliação do Efeito da Energia de Soldagem sobre as Tensões Residuais Resultantes em Juntas Soldadas com Multipasse**. *Soldag. insp.* São Paulo, Vol. 15, No. 3, p.218-224, Jul/Set 2010.

OLIVEIRA, G. L. G.. **Avaliação de tensões residuais de Soldagem em chapas planas do aço estrutural ASTM A516 G70**. Dissertação de Mestrado em Engenharia e Ciências dos Materiais, Universidade Federal do Ceará/UFC, 2009.

OLIVEIRA, G. L. G.. **Soldagem Dissimilar dos Aços AISI 8630MM e ASTM A182 F22 para Aplicações Subaquáticas**. Tese de Doutorado em Engenharia e Ciências dos Materiais, Universidade Federal do Ceará/UFC, 2013.

PICKERING, F.B. **Physical metallurgy and the design of steels**. London – England: Applied Science Publishers, 1978. 275 p.

RAMANA, P. Venkata; REDDY, G. Madhusudhan; MOHANDAS, T.; GUPTA, A.V.S.S.K.S. **Microstructure and residual stress distribution of similar and dissimilar electron beam welds – Maraging steel to medium alloy medium carbon steel.** *Materials and Design* 31 (2010) 749 – 760.

RAJAD, D., **Heat Effects of Welding – Temperature Field, Residual Stress, distortion.** Springer-Verlar. 1992.

ROHDE, J.; JEPSSON, A., **Literature review of heat treatments simulations with respect to phase transformation, residual stress and distortion.** *Scandinavian Journal of Metallurgy*, v. 29, pp. 47 – 62. 2000

SARAIVA, D. L. **Transformação martensítica a baixa temperatura: aplicação em projetos de juntas soldadas.** Trabalho de conclusão de curso em Engenharia Metalúrgica, Universidade Federal do Ceará/UFC, 2013.

SHA, W.; GUO, Z. **Maraging steels. Modelling of microstructure, properties applications.** Woodhead Publishing Limited and CRC Press LLC. 2009

SILVA, Deivid Ferreira. **Caracterização mecânica e microestrutural do aço MARAGING 300, soldado a plasma e submetidas a reparos.** Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2014.

SILVA, M. C. **Determinação experimental da tenacidade à fratura da zona termicamente afetada de junta soldada de aço API 5L X80.** Escola Politécnica da Universidade de São Paulo: São Paulo, 2009.

SOUZA, S. A. **Composição química dos aços.** 1ª. Ed. Editora Edgard Blücher Ltda. São Paulo. 2001

SUMAR, K. S.; NATARAJAN A.; SINHA, P.P.; NAGARAJAN, K, V. **Microstructural aspects of weld repair in 18 nickel 1800 MPa Maraging steel.** *Journal of Materials Science*. Vol 27. 3817 – 3820, 1992.

TARIQ, F.; BALOCH, R. A.; AHMED, B.; NAZ, N. **Investigation into microstructures if Maraging steel 250 weldments and effect of post-weld heat treatments.** *Journal of Materials Engineering and Performance*. Vol. 19(2). March 2010 (264 -273).

UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ. Biblioteca Universitária. **Guia de normalização de trabalhos acadêmicos da Universidade Federal do Ceará.** Fortaleza, 2013.

WAKI, H.; OGURA, NISHIKAWA, I.; KASHIHARA, Y., **Residual stress measurement of plasma-sprayed coating.** *JSME International Journal – Serie A*, V 26, n. 4, pp. 590 – 597. 2003

WANG, W.X.; HUO, L.X; ZHANG, Y.F.; WANG, D.P; JING, H.Y.: **New Developed Welding Electrode for Improving the Fatigue Strength of Welded Joints,** *J. Mat. Sci. Tech*, 18, 527-531, 2002.

WITHERS, P. J.; BHADSHIA, H. K. D. H., **Residual stress. Part 1 – Measurement techniques.** Materials Science and Technology. Vol. 17, pp. 355 – 385. 2001

WANAB, M. A.; NGUYEN, T. N. **Effect of Residual Stresses Produced by Mechanical Means on the Fatigue Life of Welded Structures.** Second Australian International Conference on Surface Engineering, Coatings and Surface Treatments in Manufacturing. Adelaide, Austrália, 1994.

WELDING HANDBOOK MATERIALS AND APLICATIONS PART 2. v.4 8th edition. American Welding Society. Miami, Fl. 1998. 621 p.

APÊNDICE A – PARÂMETROS DE SOLDAGEM – ETAPA 1

JUNTA 01

Parâmetros de amanteigamento arama GSCO12 (*Maraging 350*)

Parâmetros	1° passe	2° passe	3° passe	4° passe
Tensão (V)	15,4	11	13,7	15,6
Corrente (A)	-170	-170	-170	-170
Velocidade de soldagem (mm/min)	180	180	180	180
Velocidade de alimentação (m/min)	3,8	3,8	2,7	2,7

Fonte: Elaborado pelo autor.

Parâmetros de enchimento – Inconel 625

Parâmetros	Raiz		Enchimento							
	1° passe	2° passe	3° passe	4° passe	5° passe	6° passe	7° passe	8° passe	9° passe	10° passe
Tensão (V)	14,5	13,0	11,6	13,4	13,4	13,6	13,6	13,3	13,6	13,6
Corrente (A)	-170	-170	-170	-170	-170	-170	-170	-170	-170	-170
Velocidade de soldagem (mm/min)	200	200	200	200	200	200	200	200	200	200
Velocidade de alimentação (m/min)	2,3	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,3

Fonte: Elaborado pelo autor.

JUNTA 02Enchimento com GSCO 12 (*Maraging 350*)

Parâmetros	Raiz		Enchimento							
	1° passe	2° passe	3° passe	4° passe	5° passe	6° passe	7° passe	8° passe	9° passe	10° passe
Tensão (V)	14,9	15	15,115	15	15,5	15	15,5	14,9	16,2	15,9
Corrente (A)	-170	-170	-170	-235	-235	-235	-235	-235	-235	-235
Velocidade de soldagem (mm/min)	200	200	200	200	200	200	200	200	200	200
Velocidade de alimentação (m/min)	1,5	1,5	1,5	1,6	3,1	3,1	3,1	1,8	1,8	1,6

JUNTA 03

Amanteigamento com eletrodo ER80D2 (aço carbono) e enchimento com Inconel.

Os parâmetros para enchimento com o Inconel foram similares aos da Junta 01.

APÊNDICE B – ANÁLISE DE TENSÕES RESIDUAIS (MPa)

JUNTA 04 – AMANTEIGADA COM *MARAGING* 250 (Figura 4.7)

AMOSTRA 01	P1		P2		P3	
MB1 A516 G70	L:	-19 ± 5	L:	-77 ± 7	L:	-22 ± 5
	T:	-321 ± 14	T:	-171 ± 28	T:	93 ± 14
ZTA1 A516 G70	L:	-272 ± 5	L:	-140 ± 8	L:	-205 ± 6
	T:	-420 ± 21	T:	-450 ± 24	T:	-435 ± 20
C1	L:	-515 ± 37	L:	-209 ± 7	L:	-530 ± 70
	T:	-765 ± 3	T:	-775 ± 12	T:	-755 ± 35
C2	L:	-652 ± 5	L:	-473 ± 15	L:	-426 ± 24
	T:	-770 ± 10	T:	-404 ± 17	T:	-475 ± 7
C3	L:	-595 ± 11	L:	-632 ± 14	L:	-322 ± 12
	T:	-606 ± 38	T:	-579 ± 14	T:	-475 ± 20
C4	L:	-420 ± 25	L:	-391 ± 5	L:	-350 ± 12
	T:	-592 ± 4	T:	-940 ± 24	T:	-300 ± 24
C5	L:	-340 ± 9	L:	-170 ± 11	L:	-140 ± 0
	T:	-240 ± 14	T:	-294 ± 44	T:	-250 ± 9
ZTA2 8630M	L:	-171 ± 34	L:	-167 ± 8	L:	-107 ± 14
	T:	-308 ± 70	T:	-409 ± 14	T:	-274 ± 15
MB2 8630M	L:	-250 ± 20	L:	-95 ± 14	L:	-503 ± 54
	T:	-112 ± 5	T:	-206 ± 21	T:	-320 ± 13

L - LONGITUDINAL

T - TRANSVERSAL

P1 - PERFIL 1

P2 - PERFIL 2

P3 - PERFIL 3

JUNTA 05 – ENCHIMENTO COM *MARAGING* 350 (Figura 4.6)

AMOSTRA 02		P2		
MB1 A516 G70	L:	278	±	8
	T:	164	±	15
ZTA1 A516 G70	L:	123	±	3
	T:	138	±	6
C1	L:	-174	±	12
	T:	-40	±	10
C2	L:	-265	±	63
	T:	-41	±	11
C3	L:	-125	±	13
	T:	-11	±	17
<i>Maraging</i> 350	L:	90	±	17
	T:	342	±	43
MB2 8630M	L:	-13	±	5
	T:	-240	±	11

Obs.: ZTA2 8630M corresponde ao amanteigamento de 5mm de altura feita com aço *Maraging* 350.

L - LONGITUDINAL

T - TRANSVERSAL

P1 - PERFIL 1

P2 - PERFIL 2

P3 - PERFIL 3

JUNTA COMPARATIVA – OLIVEIRA (2013)

AMANTEIGADA COM ER80S D2 (AÇO CARBONO)

AMOSTRA CN12	P1			
MB1 A516 G70	L:	-268	±	11
	T:	-303	±	11
MB2 A516 G70	L:	-398	±	10
	T:	-441	±	9
ZTA1 A516 G70	L:	-549	±	21
	T:	-650	±	15
C1	L:	26	±	6
	T:	-18	±	23
C2	L:	-174	±	3
	T:	498	±	0
C3	L:	-30	±	9
	T:	483	±	28
ZTA2 8630M	L:	-328	±	14
	T:	-321	±	20
MB2 8630M	L:	-260	±	11
	T:	-522	±	17
MB1 8630M	L:	-269	±	11
	T:	-431	±	11

Obs.: ZTA2 8630M corresponde ao amanteigamento de 9mm de altura feita com aço ER80S-D2

L - LONGITUDINAL

T - TRANSVERSAL

P1 - PERFIL 1

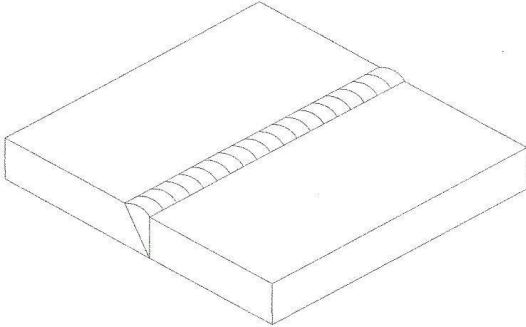
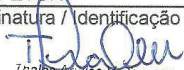
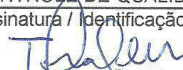
TENSÕES RESIDUAIS NAS JUNTAS 01, 02 E 03.

Local	Pontos	Distância	Tensões Residuais (MPa)					
			JUNTA 01		JUNTA 02		JUNTA 03	
			L (0°)	T (90°)	L (0°)	T (90°)	L (0°)	T (90°)
Extremidade aço A36	7a	85	-229	-363	-184	-245	-	-
	6a	60	-31	-162	-75	-237	-	-
	5a	40	-88	-205	-42	-258	-36	167
	4a	25	-26	-426	-293	-417	-266	-253
	3a	15	-273	-408	88	-107	-268	-339
	2a	10	-222	-348	348	23	-260	-414
Centro (zona de fusão)	1a	5	40	200	123	-105	200	400
	0	0	309	100	396	-160	190	180
	1b	5	30	290	-113	-353	20	70
Extremidade aço 4130	2b	10	81	-145	378	-30	-297	-453
	3b	15	-232	-302	11	-240	-323	-451
	4b	25	-143	-221	-246	-258	-88	-67
	5b	40	-92	-37	150	-122	33	-60
	6b	60	375	171	70	-52	-	-

ANEXO B - INSTRUÇÃO DE EXECUÇÃO E INSPEÇÃO DE SOLDAGEM

INSTRUÇÃO DE EXECUÇÃO E INSPEÇÃO DE SOLDAGEM - IEIS		IEIS-001/2014										
título: DESENHO / IDENTIFICAÇÃO: Soldagem em Junta Meio V METAL DE BASE ESPECIFICAÇÃO: AISI 8630 x ASTM A516, G70		DIÂMETRO: N/A ESPESURA(a): 30mm										
PASSE	PROCESSO	CLASSIFICAÇÃO	F NUMBER	MARCA COMERCIAL	DIÂMETRO (mm)	CORRENTE E POLARIDADE	INTENSIDADE CORRENTE(A)	TENSÃO(V)	VELOCIDADE (cm/min.)	OSCLAÇÃO MÁXIMA	POSIÇÃO DE SOLDAGEM	PROGRESSÃO DA SOLDAGEM
01	TIG	M350			2,5 / 3,18	CC-	325	10	8	3XD	TODAS	---
02	TIG	M350			2,5 / 3,18	CC-	250	10	20	3XD	TODAS	---
03	TIG	M350			2,5 / 3,18	CC-	225	11	25	3XD	TODAS	---
04	TIG	M350			2,5 / 3,18	CC-	225	11	25	3XD	TODAS	---
05	TIG	M350			2,5 / 3,18	CC-	230	11	25	3XD	TODAS	---
06	TIG	M350			2,5 / 3,18	CC-	230	11	25	3XD	TODAS	---
07	TIG	M350			2,5 / 3,18	CC-	250	10	10	3XD	TODAS	---
08 - 12	TIG	M350			2,5 / 3,18	CC-	240	11	25	3XD	TODAS	---
INSPEÇÃO												
CONTROLE TÉRMICO / TÉCNICA APLICAÇÃO												
PRÉ-AQUECIMENTO (°C): 288°C												
TEMP. INTERPASSE (°C): 288°C												
POS-AQUECIMENTO (°C):												
TRATAMENTO TÉRMICO												
PROCEDIMENTO: N/A												
TAXA DE AQUECIMENTO (°C/hr): N/A												
TEMP. PATAMAR (°C): N/A												
TEMPO PATAMAR(min.): N/A												
TEMP. DE CONTROLE (°C): N/A												
DIF. ENTRE TERMOPARES (°C): N/A												
DUREZA MÁXIMA (HB): N/A												
GASES												
GAS DE PROTEÇÃO: Argônio												
VAZÃO (l/min.): 20 L/min												
GAS DE PURGA: Argônio												
VAZÃO (l/min.): 20 L/min												
LIMPEZA INICIAL: Escovilhamento												
LIMPEZA ENTRE PASSES: Escovilhamento												
GOVAGEM: N/A												
NOTA:												
INSPEÇÃO						CONTROLE DA QUALIDADE			CLIENTE			
TIPO/EXTENSÃO TIPO % TIPO % TIPO % Chantre / Bisel - - - Raiz da Solda - - - Após govagem - - - Após Acabamento - - - Após Trat. Térmico - - -						DIM - Inspeção Dimensional EP - Teste por Pontos ED - Ensaio de Dureza TP - Teste de Pressão TV - Teste de Vácuo CP - Ensaio de Capilaridade			Assinatura Identificação			
ASSINATURA IDENTIFICAÇÃO						ASSINATURA IDENTIFICAÇÃO			ASSINATURA IDENTIFICAÇÃO			
DATA						DATA			DATA			

ANEXO D – RELATÓRIO ENSAIO NÃO DESTRUTIVOS
ENSAIO VISUAL – JUNTA 04 E 05

Relatório de Ensaio Não Destrutivo ENSAIO VISUAL		001/2014 Página 2 de 2
EQUIPAMENTO / LOCAL: Chapa em meio V		
Procedimento / Rev: IT-6600-002-OM-956	Norma de Referência: N/A	
Técnica / Método: Ensaio Visual Direto	Critério de Aceitação: N/A	
Luminosidade na Superfície: 1000 lux	Temperatura da Superfície: N/A	
Metal de Base: AISI 8630XASTM A516	Metal de Adição: Maraging 250	
Condição Superficial: Escovada		
		
INSPEÇÃO	CONTROLE DE QUALIDADE	CLIENTE
Assinatura / Identificação  Thales Artilles V. Teixeira Inspetor da Qualidade Soldagem e Equipamentos SNOC 4257 N-1 9660-757A	Assinatura / Identificação  Thales Artilles V. Teixeira Inspetor da Qualidade Soldagem e Equipamentos SNOC 4257 N-1 9660-757A	Assinatura / Identificação
Data: 28/08/19	Data: 28/08/19	Data:

ANEXO E – RELATÓRIOS ENSAIO DE TRAÇÃO



**LABORATÓRIO DE METROLOGIA
DO SENAI CEARÁ**



ENSAIO DE TRAÇÃO - RELATÓRIO Nº 0851/14

Pag. 10

Cliente: CRISTIANA DOS SANTOS NUNES
Endereço: RUA BEM-TE-VI, 33 - JOÃO XXIII - FORTALEZA - CE
Proposta de Serviço: 482/14

1. INFORMAÇÕES GERAIS

JUSTIFICATIVA DO(S) ENSAIO(S): AVALIAR PROPRIEDADES MECÂNICAS EM MATERIAL METÁLICO.

Identificação do material: AÇO AISI 3020M E AÇO ASTM A516 670 - METAL DE SOLDA; AÇO MARAGNO 300 E INCONEL 625.
Identificação do processo: GTAW; TIG.
Executante do processo: CRISTIANA DOS SANTOS NUNES.
Responsável pela Inspeção: THALES ARDILES.
Data do ensaio: 22/03/14

2. PADRÃO UTILIZADO

LMS-PE01: CÉLULA DE CARGA D/ CAPACIDADE MÁXIMA DE 6000N
 Certificado de Calibração: 262/13 Validade: mar/15

3. PROCEDIMENTO

LMS-PE01: ENSAIO DE TRAÇÃO.
 Norma(s) Considerada(s): ASTM A370.12/ASME B QW 103

4. IDENTIFICAÇÃO DO CORPO DE PROVA

Corpo de prova	Descrição	Dimensões Úteis	
		Diâmetro (mm)	Área (mm ²)
CPO1TR	CORPO DE PROVA Nº 01 P/ ENSAIO DE TRAÇÃO IDENTIFICAÇÃO DO CLIENTE: 7841	12,5	122,7

5. RESULTADOS OBTIDOS NO ENSAIO DE TRAÇÃO

Corpo de prova	Carga Máxima (Kgf)	Tensão de Escoamento (MPa)	Tensão de Resistência (MPa)	Alongamento Lo=50mm (%)	Considerações do ensaio
CPO1TR	6.012,7	336,8	544,4	—	RUPTURA NO AÇO ASTM A516 670

Corpo de prova	Deformação Específica na carga Máxima (%/mm)	Deformação esp. no Escoamento (%/mm)	Deformação Específica na Ruptura (%/mm)
CPO1TR	13,1%	3,2%	22,4%
	0,1 mm	0,0mm	0,2mm

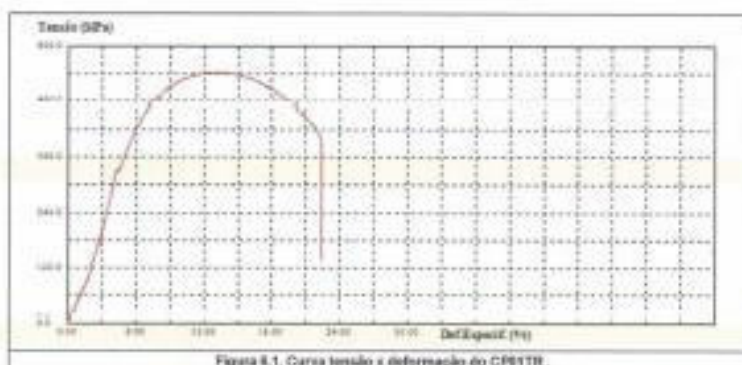
Temperatura (°C): 20,4
Umidade do ar (%): 66,0

O LMS-CE autoriza a reprodução deste certificado, desde que qualquer cópia sempre apresente sua contida íntegra. Os resultados deste Certificado referem-se exclusivamente ao instrumento submetido à calibração nas condições especificadas, não sendo extensivos a quaisquer lotes.

SENAI - Serviço Nacional de Aprendizagem Industrial - DR/CE

CET AFR - Centro de Educação e Tecnologia Alexandre Figueira Rodrigues

Laboratório de Metrologia do Senai Ceará - LMS-CE
 Av. de Coimbra, LHS - Distrito Industrial - Maracanaú - CE - CEP 61935-160
 Tele/Fax (85) 3421-5023 - CNPJ 03.758.202/0007-61 - I.E. Insiso
 www.senai-ce.org.br/lnmce e-mail: lms-ce@sefaw.org.br

6. CURVA OBTIDA NO ENSAIO DE TRAÇÃO

NOTAS

1. Técnica executora do ensaio: Nayara Pereira Gomes.

Data de emissão: 20/10/2014


 Elio Porto de Paiva
 Gerente Técnico Substituto

O LMS-CE assegura a reprodução deste certificado, desde que qualquer cópia sempre apresente sua identidade integral. Os dados deste Certificado referem-se exclusivamente ao instrumento submetido à calibração nas condições especificadas, não sendo extensivo a qualquer outro.


SENAI
 Serviço Nacional de Aprendizagem Industrial

**LABORATÓRIO DE METROLOGIA
DO SENAI CEARÁ**


ENSAIO DE TRAÇÃO - RELATÓRIO Nº 6632/14

Pág. 02

Cliete: CRISTIANA DOS SANTOS NUNES
Endereço: RUA BEM-TE-VI, 33 - JOÃO XXIII - FORTALEZA - CE
Proposta de Serviço: 452/14

1. INFORMAÇÕES GERAIS
JUSTIFICATIVA DO(S) ENSAIO(S): AVALIAR PROPRIEDADES MECÂNICAS EM MATERIAL METÁLICO

Identificação do material: AÇO AISI 8030M E AÇO ASTM A516 570 - METAL DE SOLDA: AÇO MARAGNÓ 250
Identificação do processo: GTAW: TIG
Executante do processo: CRISTIANA DOS SANTOS NUNES
Responsável pela Inspeção: THALES ARDELES
Data do ensaio: 22/02/14

2. PADRÃO UTILIZADO

LMS-1985: CÉLULA DE CARGA O/ CAPACIDADE MÁXIMA DE 6000N
Certificado de Calibração: 202/13 **Validade:** 04/15

3. PROCEDIMENTO

LMS-1881: ENSAIO DE TRAÇÃO
Norma(s) Considerada(s): ASTM A370-12/ ASME IX DIV 103

4. IDENTIFICAÇÃO DO CORPO DE PROVA

Corpo de prova	Descrição	Dimensões Úteis	
		Diâmetro (mm)	Arco (mm)
CP02TR	CORPO DE PROVA Nº 02 FI ENSAIO DE TRAÇÃO IDENTIFICAÇÃO DO CLIENTE: 1848	12,5	122,7

5. RESULTADOS OBTIDOS NO ENSAIO DE TRAÇÃO

Corpo de prova	Carga Máxima (kgf)	Tensão de Escoamento (MPa)	Tensão de Resistência (MPa)	Alongamento Lo-Sómos (%)	Considerações do ensaio
CP02TR	7.474,7	425,7	897,3	—	RUPTURA NO AÇO ASTM A516 570

Corpo de prova	Deformação Específica na carga Máxima (%/mm)	Deformação esp. no Escoamento (%/mm)	Deformação Específica na Ruptura (%/mm)
	CP02TR	11,7%	4,8%
	0,1 mm	0,0mm	4,8 mm

Temperatura (°C): 20,7
Umidade do ar (%): 65,0

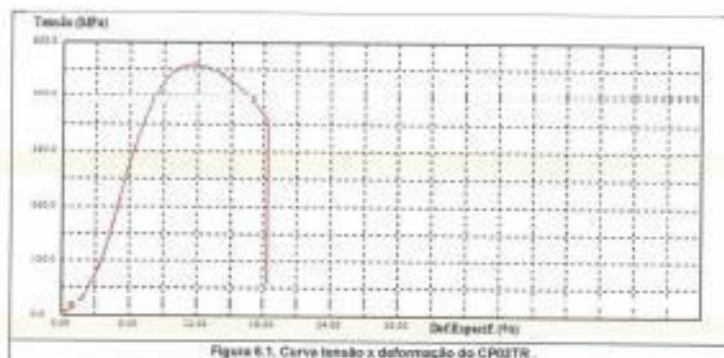
O LMS-CE autoriza a reprodução deste certificado, desde que qualquer cópia sempre apresente seu conteúdo íntegro. Os resultados deste Certificado referem-se exclusivamente ao instrumento submetido à calibração nas condições especificadas, não sendo extensivos a quaisquer fatos.

 SENAI - Serviço
 Nacional de
 Aprendizagem
 Industrial (SNUCE)

 CET AFR -
 Centro de Educação e
 Tecnologia Alexandre
 Figueira Rodrigues

 Laboratório de Metrologia do Senai Ceará - LMS-CE
 Av. de Castilhos, 1195 - Distrito Industrial - Maracanaú - CE - CEP 61939-160
 Tele/Fax (85) 3421-3023 - CNPJ 03.768.202/0007-61 - I.E.: Isento
 www.senai-ce.org.br/lmsce e-mail: lms-cep@lmsce.org.br

6. CURVA OBTIDA NO ENSAIO DE TRAÇÃO



NOTAS

1. Técnica executora do ensaio: Nayara Pereira Gomes.

Data do ensaio: 22/10/2014


 Genete Tábora Sobrinho

O LMS-CE autoriza a reprodução desta certificação, desde que qualquer cópia sempre apresente sua identidade original. Os resultados desta Certificação referem-se exclusivamente ao instrumento submetido à calibração nos condições especificadas, não sendo extensivo a quaisquer lotes.

