



UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ
CENTRO DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS
CURSO DE ENGENHARIA METALÚRGICA

DANIEL LUCENA SARAIVA

TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA A BAIXA TEMPERATURA: APLICAÇÃO EM
PROJETOS DE JUNTAS SOLDADAS

FORTALEZA - CE

Julho de 2013

DANIEL LUCENA SARAIVA

**TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA A BAIXA TEMPERATURA: APLICAÇÃO EM
PROJETOS DE JUNTAS SOLDADAS**

Monografia apresentada ao Programa de Graduação em Engenharia Metalúrgica como parte dos requisitos para a obtenção do título de Bacharel em Engenharia Metalúrgica.

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

FORTALEZA - CE

Julho de 2013

DANIEL LUCENA SARAIVA

**TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA A BAIXA TEMPERATURA: APLICAÇÃO EM
PROJETOS DE JUNTAS SOLDADAS**

Monografia apresentada
ao Programa de Graduação em
Engenharia Metalúrgica como parte
dos requisitos para a obtenção do
título de Bacharel em Engenharia
Metalúrgica.

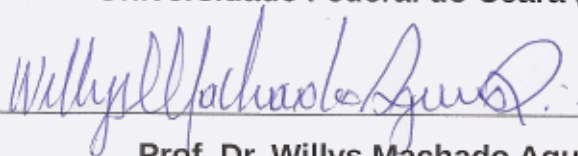
Aprovada em: 29/07/13

BANCA EXAMINADORA



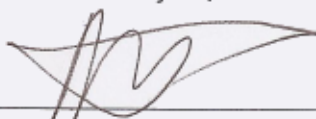
Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu (Orientador)

Universidade Federal do Ceará (UFC)



Prof. Dr. Willys Machado Aguiar

Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Ceará (IFCE)



Prof. Dr. Miloslav Béreš

Universidade Federal do Ceará (UFC)

A Deus.
Familiares e amigos que sempre
acreditaram em meu sucesso.

AGRADECIMENTOS

A Deus por minha vida.

Aos meus pais Edson Alves Saraiva e Marli Lucena Saraiva pelo incentivo, suporte, educação, instrução, sacrifícios, amor, carinho. Hoje sou o que sou graças aos exemplos deles.

Ao meu orientador Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu por todo o seu apoio e paciência e oportunidade de trabalho.

Ao Prof. Dr. Marcelo José Gomes da Silva, Prof. Dr. Willys Machado Aguiar, Prof. Dr. Cleiton Carvalho Silva e Dr. Luís Flávio Gaspar Herculano por todo o seu apoio e ajuda nesse trabalho, pelos incentivos, oportunidades e ótimos conselhos decorrentes de suas experiências como engenheiros.

Ao Dr. Miloslav Beres pela orientação e paciência.

Aos meus amigos de graduação Luis Fernando Leite, Jardel Belo, Yuri Negreiros, Nathanael Wagner e muitos outros, pelo apoio e suporte ao longo dos anos de graduação, por me ensinarem a trabalhar em equipe e que sem eles, eu não iria tão longe.

Aos meus amigos de laboratório Giovani Gonçalves, Henrique das Virgens, Isaac Mesquita, Jorge Cardoso, Luis Paulo Mourão, Mirela Castro, Amanda Bonfim, Cristiana Nunes, Jean Jefferson e outros pela paciência auxílio na execução deste trabalho.

A todos os professores do departamento de engenharia metalúrgica e de materiais da UFC, pela paciência e dedicação ao me ensinar.

Ao Laboratório de Caracterização de Materiais e Laboratório de Engenharia de Soldagem, pelo espaço para a realização dos experimentos.

Ao Laboratório de Análises de Tensões - UFF

A minha amiga Suzete Roberta pelas revisões.

A Universidade Federal do Ceará pelo âmbito de estudo e aprendizado.

“No meio da dificuldade encontra-se a oportunidade.”

Albert Einstein

RESUMO

A soldagem de juntas dissimilares é muito comumente utilizadas em sistemas de exploração e produção de petróleo em águas profundas. Geralmente envolve a soldagem de tubos de aço baixo carbono com aços baixa liga forjados, ambos revestidos interiormente com Inconel. A parte de aço forjado sofre um processo de amanteigamento com Inconel ou aço baixo carbono antes da solda da junta. O processo de amanteigamento é seguido por um processo de alívio de tensões residuais. O modo convencional de reduzir o nível de tensões residuais em juntas soldadas é aplicar tratamentos térmicos pós-soldagem. Dependendo do tamanho e da complexidade das partes a serem unidas, isto pode tornar-se um problema sério. Uma técnica alternativa para reduzir as tensões residuais é a utilização de um metal de adição que, durante o processo de arrefecimento passa por uma transformação displaciva a uma temperatura relativamente baixa de modo que a deformação resultante da transformação compensa a contração durante o processo de arrefecimento, e, apesar de muitos trabalhos têm sido publicados neste sentido utilizando Fe-Cr-Ni ligas, a maioria delas colidem com a perda de resistência no metal de solda. Os Aços Maraging são uma família de materiais com temperatura de início de transformação martensítica abaixo de 200°C e, mesmo sem o tratamento térmico final de envelhecimento tem propriedades mecânicas superiores para aços de baixa liga usados em peças forjadas. Neste trabalho um eletrodo de aço carbono convencional foi substituído por um eletrodo de aço maraging 350 no processo de amanteigamento. Uma peça forjada do aço AISI 4130 foi amanteigada com maraging 350 e posteriormente soldada com uma peça do ASTM A36 usando um eletrodo de Inconel 625. Outra peça forjada de aço AISI 4130 foi soldada com uma peça de aço ASTM A36 usando um eletrodo de Maraging 350. Estudou-se além do nível de tensões residuais, dureza e microestrutura da zona afetada de calor e metal de solda. Os resultados mostraram que a amostra soldada com Maraging apresentou tensões residuais compressivas na região da solda diferente da peça amanteigada com Maraging e soldada com Inconel.

Palavras-chave: Transformação martensítica, aços maraging, juntas soldadas dissimilares, transformação martensítica a baixas temperaturas.

ABSTRACT

The welding of dissimilar joints is very common in systems used in oil exploration and production in deep sea waters. Commonly involves welding of low carbon steel pipes with low alloy steel forgings both with inner Inconel clad. The forged steel part undergoes a process of buttering with Inconel or low carbon steel before the weld of the joint. The buttering process is followed by a process of residual stresses relief. The conventional way of reducing the level of residual stresses in welded joints is to apply post welding heat treatments. Depending on the size and complexity of the parts to be joined, this can become a serious problem. An alternative technique for reducing residual stresses is to use an electrode that during the cooling process undergoes a displacive transformation at a relatively low temperature so that the deformation resulting from the transformation compensates the contraction during the cooling process, and, although many papers have been published in this direction using Fe-Cr-Ni alloys, most of them collide with the loss of toughness in the weld metal. Maraging steels are a family of materials with a starting temperature of martensitic transformation below 200 °C and even without the final heat treatment of aging has superior mechanical properties to low alloy steels used in forgings. In this work a conventional carbon steel electrode was replaced by a Maraging 350 steel electrode in the process of buttering. A forged piece of AISI 4130 was buttered with Maraging 350 and subsequently welded to ASTM A36 using an Inconel 625 electrode. Another forged piece of AISI 4130 was welded to ASTM A36 using a Maraging 350 electrode. It was studied beyond the level of residual stress, toughness and microstructures of heat affected zone and weld metal. The results showed that the sample welded with maraging showed compressive residual stresses in the weld region different from the sample buttered with Maraging and welded with Inconel.

Keywords: Martensitic transformation, maraging steel, dissimilar welded joints, martensitic transformation at low temperatures.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Curva de tensão térmica e transformação computada.....	8
Figura 2 - Curvas de tensão térmica e transformação calculadas para casos 0 a 8....	9
Figura 3 - Previsões das tensões residuais do centro à borda no sentido: a) Longitudinal; b) Transversal.	9
Figura 4 - Classificação do níquel e suas ligas.....	12
Figura 5 - Soldagem TIG: Detalhe da região do arco e equipamento usual.....	14
Figura 6 - Esboço da amostra amanteigadas 4130 1.1 após usinagem.....	17
Figura 7 - Macrografia após soldagem da: a) Amostra 1.1; b) Amostra 1.2.....	19
Figura 8 - Esquema das amostras após a soldagem de preenchimento.....	19
Figura 9 - Distribuição dos pontos de medição de tensões residuais nas amostras.	20
Figura 10 - Resumo da metodologia adotada no trabalho.....	21
Figura 11 - Tensões residuais na amostra 1.1 e 1.2.....	23
Figura 12 - Tensões residuais nas amostras 1.1 e 1.2 nos sentidos longitudinal e transversal.....	24
Figura 13 - Microestrutura do aço AISI 4130 na condição como recebido. Ataque: Nital 2%. Aumento: 200X.....	26
Figura 14 - Microestrutura do aço ASTM A36 na condição como recebido. Ataque: Nital 2%. Aumento: 500X.....	26
Figura 15 - Microestrutura do aço AISI 4130 na condição temperado e revenido. Ataque: Nital 2%. Aumento: 1000X.....	27
Figura 16 - Microestrutura do centro da zona fundida da amostra 1.1 composta por Inconel 625. Ataque: Ácido crômico 10%. Aumento: 200X.....	28
Figura 17 - Microestrutura do centro da zona fundida da amostra 1.2, composta por Maraging 350. Ataque: Marble's. Aumento: 200X.....	28
Figura 18 - Microestrutura da interface entre a zona fundida e o aço ASTM A36 da amostra 1.1. Ataque: Nital 2%. Aumento: 500X.....	29
Figura 19 - Microestrutura da interface entre a zona fundida e o aço AISI 4130 da amostra 1.2. Ataque: Nital 2%. Aumento: 500X.....	30

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Detalhe dos casos examinados (Caso 0 não existe transformação).	8
Tabela 2 - Identificação e dimensões das amostras.....	15
Tabela 3 - Composições químicas dos materiais utilizados no trabalho (% peso).....	16
Tabela 4 - Parâmetros de amantejamento com aço Maraging 350 (4130 1.1).....	17
Tabela 5 - Parâmetros de preenchimento com Inconel 625 (4130 1.1 e A36 1.1).....	18
Tabela 6 - Parâmetros de preenchimento com Maraging 350 (4130 1.2 e A36 1.2)..	18
Tabela 7 - Valores de tensões residuais.....	22

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AISI	-	American Iron and Steel Institute
ARBL	-	Aço alta resistência baixa liga
ASTM	-	American Society for Testing and Materials
CCC	-	Cúbica de corpo centrado
CFC	-	Cúbica de face centrada
CuSO ₄	-	Sulfato de cobre II
eV	-	Elétrons-volt
HCl	-	Ácido clorídrico
HNO ₃	-	Ácido nítrico
HRC	-	Rockwell C
kg	-	Quilograma
ksi	-	Kilopound per Square Inch
LR	-	Limite de resistência
Mf	-	Temperatura final de transformação martensítica
MIG	-	Metal Inert Gas
ml	-	Mililitro
mm	-	Milímetro
MPa	-	Megapascal (10 ⁶ Pa)
Ms	-	Temperatura inicial de transformação martensítica
TCC	-	Tetragonal de corpo centrado
TIG	-	Tungstein Inert Gas
ZAC	-	Zona afetada pelo calor

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	1
2	OBJETIVO.....	3
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
3.1	Tensões mecânicas.....	4
3.1.1	<i>Tensões residuais em soldagens.....</i>	<i>5</i>
3.2	Transformação martensítica.....	6
3.2.1	<i>Efeito da temperatura de transformação martensítica nas tensões residuais devido a soldagens.....</i>	<i>7</i>
3.3	Aços Maraging.....	10
3.3.1	<i>Soldagem dos aços Maraging.....</i>	<i>11</i>
3.4	Superligas de níquel.....	12
3.5	Soldagem TIG.....	13
3.5.1	<i>Necessidade de uso de camadas de amanteigamento.....</i>	<i>14</i>
4	MATERIAIS E MÉTODOS.....	15
4.1	Materiais consumíveis.....	15
4.2	Composições químicas.....	15
4.3	Soldagens.....	16
4.4	Medições de tensões residuais.....	19
4.5	Microscopia óptica.....	21
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	22
5.1	Análise das tensões residuais.....	22
5.2	Análises microestruturais	25
6	CONCLUSÃO.....	31
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	32

1 INTRODUÇÃO

A soldagem de juntas dissimilares é muito comumente utilizadas em sistemas de exploração e produção de petróleo em águas profundas. Geralmente envolve a soldagem de tubos de aço baixo carbono com aços baixa liga forjados, amantegado com Inconel ou aço ao carbono, ambos revestidos interiormente com Inconel. Devido a agentes externos, esses materiais estão sob constante esforços cíclicos. Essas características fazem com que essas indústrias necessitem de frequentes paradas para manutenção e reparos. Dentre os problemas estão os defeitos causados por falha por fadiga presente em materiais soldados.

Estudos mostram que esse tipo de problema é oriundo do processo da união desses materiais que acarretam o surgimento de tensões residuais trativas pós-soldagem.

Dentre as forma de redução dos nível de tensões residuais trativas tem-se tratamentos termomecânicos ou 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 adifusionais durante o resfriamento da solda.

As transformações adifusionais se caracterizam pela ausência do processo de difusão de átomos e pela presença de um movimento cooperativo e homogêneo de uma grande quantidade de átomos dando origem a uma mudança na estrutura do cristal. Estes movimentos são de pequenas magnitudes normalmente menores que uma distância interatômica. A transformação mais conhecida desta categoria é a transformação martensítica, muito conhecida em aços, mas ocorre em muitos outros materiais.

Alberry e Jones (1977) disse que tensões acumuladas em uma amostra presa durante o resfriamento da fase austenítica poderia ser amenizado quando austenita se decompõe em martensita ou bainita. As experiências revelaram que a magnitude da tensão residual a temperatura ambiente pode ser reduzida quando a temperatura de transformação martensítica é diminuída para valores mais baixos.

A literatura recente tem reportado experimentos de soldagem utilizando metais de adição de solda onde a transformação martensítica se inicia em

temperaturas em torno de 180 °C (OHTA *et al.*, 1999). Durante a transformação martensítica o metal de solda se expande. A expansão resulta no aparecimento de tensões residuais compressivas na solda e no seu contorno. O aparecimento destas tensões compressivas resulta em um substancial aumento da resistência a fadiga.

2 OBJETIVO

Este trabalho tem por objetivo estudar o efeito da transformação martensítica a baixas temperaturas, em juntas de materiais dissimilares, nas tensões residuais e distorções utilizando uma bobina de Maraging 350 como arame de solda com baixa temperatura de transformação martensítica. Para tanto, foram realizadas soldagens com a utilização deste material no amanteigamento e como material de preenchimento.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Tensões mecânicas

A composição química e a estrutura dos materiais são duas características que determinam as propriedades do material. As tensões mecânicas são características relevantes nos materiais, pois determinam o seu comportamento em muitos processos, sobretudo em processos de deformação e fratura.

Um dos fatores mais importantes que determina o comportamento mecânico de materiais são as tensões mecânicas que atuam em materiais na ausência de carga externa, ou seja, tensões residuais. A maioria das características deste comportamento depende essencialmente de valores das tensões residuais e da distribuição destas no material. As tensões residuais surgem após vários tipos de tratamento: térmicos, termoquímicos, como resultado de usinagem, soldagem e outros.

As tensões residuais não são desejadas por possibilitarem o desenvolvimento dos mecanismos de fratura e que se faz necessária a sua redução para níveis aceitáveis (CRUZ, 2006). Os principais métodos de alívio de tensões residuais são agrupados em métodos mecânicos e métodos térmicos (CRUZ, 2006). O conhecimento das tensões distribuídas no volume do material é importante para o monitoramento do comportamento de equipamentos industriais.

As tensões dividem-se em dois grupos: aplicadas e residuais. As primeiras surgem no material só quando forças externas estão aplicadas. As tensões residuais existem no material livre de forças externas, e surgem dentro de material devido a diferentes causas, tais como (HAUK, 1997):

1. Estrutura do material (material multifásico, inclusões dentro do material);
2. Processamento do material (laminação, fundição, conformação plástica, corte, união, revestimento, endurecimento, etc);
3. Utilização do material (gradiente de temperatura, difusão de hidrogênio, etc).

Pela escala de dimensões as tensões podem ser divididas em três grupos principais (HAUK, 1997; VASILIEV, 1998):

1. Primeiro tipo ou "macrotensões": a dimensão específica de variação é da ordem do tamanho da amostra;
2. Segundo tipo ou "microtensões": a dimensão específica é da ordem da unidade da estrutura do material (grão, lamela de perlita etc);
3. Terceiro tipo ou "submicrotensões": a dimensão específica é da ordem de um átomo ou de um grupo de átomos.

3.1.1 Tensões residuais em soldagens

Na soldagem as tensões residuais são formadas por escoamentos localizados devido ao aquecimento e resfriamento não uniforme, durante o ciclo térmico. Sabe-se que se, durante um curto espaço de tempo, uma região muito pequena nas adjacências da solda se aquece desde a temperatura ambiente até quase sua temperatura de fusão, é de se esperar que esta região aumente de volume, por dilatação. Se esta pequena faixa de material não consegue aumentar seu volume pois todo o restante do componente não permite, esta região passa a ser comprimida e as tensões de compressão aumentam até que o limite de escoamento do material seja ultrapassado em compressão e ele se deforme. No final da etapa de aquecimento as adjacências da solda se encontram com o mesmo tamanho inicial e deformadas em compressão, quando se inicia o resfriamento. Durante o resfriamento, a mesma porção que foi aquecida, e se encontra comprimida, começa a resfriar e a tendência é de que o material se contraia. Inicialmente a região se alivia da compressão e, como não consegue reduzir seu tamanho pois o restante do componente não permite, ela acaba sendo tracionada até que as tensões de tração ultrapassem o limite de escoamento em tração, e de novo o material se deforma para acomodar esta elevada tensão.

Durante a soldagem as principais fontes de tensões residuais são: as tensões residuais devido à contração no resfriamento, resfriamento superficial intenso e transformações de fases.

Além de métodos mecânicos e métodos térmicos as tensões residuais também podem ser reduzidas pelo emprego de metal de adição com a propriedade de ductilidade promovendo a sua deformação no metal de solda ou também uma

menor deposição de metal de adição na solda.

Muitos trabalhos já evidenciaram que na soldagem com simples deposição de aços e que apresentam transformações de fases em baixas temperaturas tiveram as tensões residuais reduzidas em regiões localizadas devido a essas transformações, como no caso de aços ARBL e aços tratáveis termicamente (SATO; MATSUI, 1968).

Uma forma de minimizar as tensões residuais na junta soldada é a realização de soldagem com materiais que possam promover as transformações de fase em baixa temperatura, tais como os aços Maraging.

3.2 Transformação martensítica

A Martensita, chamada assim em homenagem ao cientista alemão Adolf Martens (1850-1914), foi originalmente usada para indicar uma microestrutura dura encontrada como produto dos aços temperados. O termo martensita se refere a qualquer fase produzida por uma transformação martensítica ou displaciva, ainda que estas fases possam diferir significativamente em termos de composição, estrutura cristalina e propriedades.

O início da transformação martensítica ocorre quando os primeiros volumes da fase austenítica se transformam em martensita. A temperatura na qual isso ocorre é conhecida como Ms. O resfriamento rápido da austenita impede a difusão do carbono, nitrogênio ou dos elementos de liga especiais, nela dissolvidos, para os seus lugares de preferência, como para formar carbonetos, mas em geral, não evita a transformação alotrópica austenita → ferrita.

Quando a transformação martensítica ocorre há a mudança na estrutura do material de estrutura cúbica de faces centradas (CFC) para estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) por um processo que, aparentemente, pode ser descrito como um cisalhamento brusco. Nesta nova estrutura os átomos de carbono, nitrogênio e os demais elementos de liga permanecem em solução, mas a presença de elementos intersticiais em teores acima do limite de solubilidade da fase CCC determina a sua distorção tetragonal de corpo centrado (TCC).

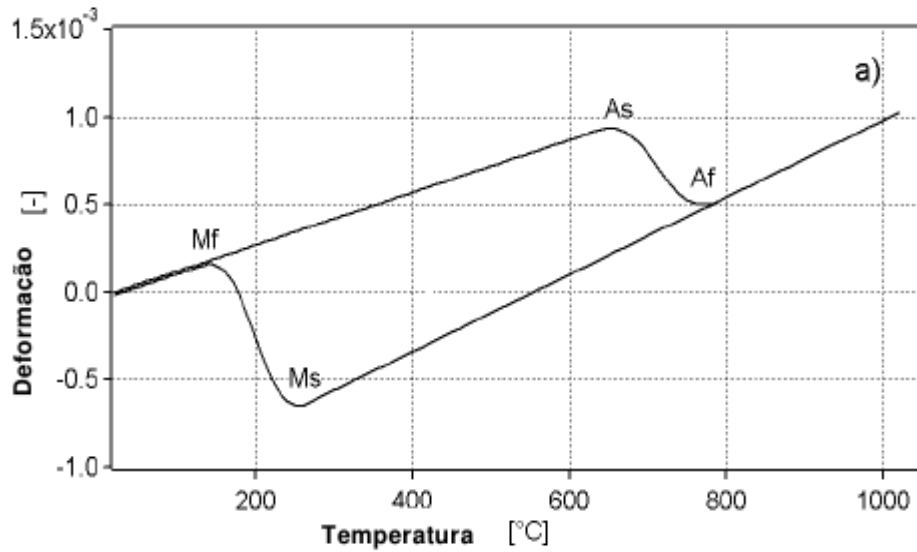
3.2.1 Efeito da temperatura de transformação martensítica nas tensões residuais devido a soldagens.

A falha por fadiga em materiais soldados é potencializada pelo surgimento de tensões residuais pós-soldagem consequente do depósito de metal fundido e do calor aplicado na região. Vários mecanismos durante as duas últimas décadas foram desenvolvidos com o intuito de reduzir o efeito da fadiga do material; dentre eles a utilização de arames de solda com baixa temperatura de transformação martensítica. Consequente aos estudos realizados com o objetivo de reduzir a falha do material, a aplicação desses arames e seu efeito nas tensões residuais é uma corrente de pesquisa que tem apresentado resultados positivos.

MURAKAWA *et al.* (2008) estudaram o efeito da deformação associada a transformação martensítica ocorrida em diferentes temperaturas sobre o estado de tensões residuais em placas soldadas de aços.

A Figura 1 mostra a relação entre temperatura e deformações térmicas e de transformação causada pela contração/expansão térmica e pela transformação de fase. A medida que a temperatura sobe a partir da temperatura ambiente, a tensão aumenta devido a expansão térmica. A transformação da ferrita em austenita é representada pela temperatura A_s (650 °C) e a tensão diminui até temperatura de final de transformação - A_f (770 °C) devido a tensões de transformação. Ao passar de 770 °C a tensão começa a aumentar novamente devido a expansão térmica mas a uma taxa diferente, determinada pelo coeficiente de expansão térmica da austenita. Durante o resfriamento a partir da fase de austenita (1000 °C) a tensão vai diminuindo até que a temperatura de início de formação de martensita - M_s (200 °C) seja atingida, devido a contração térmica. Após o início da transformação martensítica acontecer, a tensão aumenta devido a tensões de transformação, até a transformação ser completado a 135 °C. Finalmente, com a queda de temperatura até a temperatura ambiente a tensão passa a diminuir novamente por contração térmica.

Figura 1 - Curva de tensão térmica e transformação computada.



Fonte: Adaptado de MURAKAWA et al. (2008).

A Tabela 1 mostra os valores de tensões residuais em função da temperatura de transformação Ms.

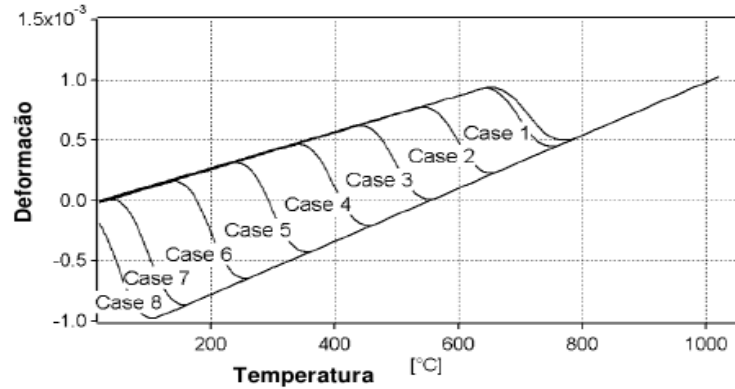
Tabela 1 - Detalhe dos casos examinados (Caso 0 não existe transformação).

Caso	Ms (°C)	Mf (°C)	Tensão Máx. longitudinal (MPa)	Tensão Min. longitudinal (MPa)
0	n/a	n/a	534	528
1	750	635	532	520
2	650	535	525	288
3	550	435	533	-10
4	450	335	535	-181
5	350	235	535	-336
6	250	135	532	-418
7	150	35	516	-456
8	100	-15	523	-442

Fonte: Adaptado de MURAKAWA et al. (2008).

A Figura 2 apresenta as curvas dilatométricas de deformação térmica e transformação para os casos de 1 a 9.

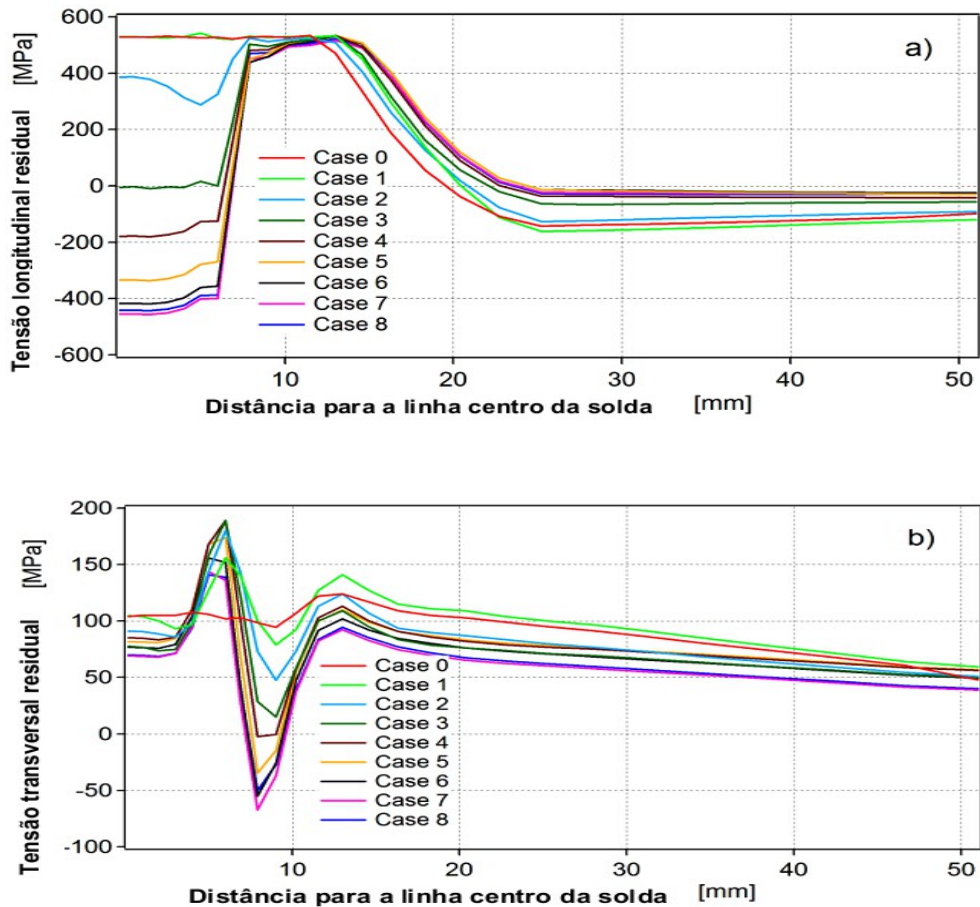
Figura 2 - Curvas de tensão térmica e transformação calculadas para casos 0 a 8.



Fonte: Adaptado de MURAKAWA *et al.* (2008).

As relações entre as tensões residuais e a distância do centro da solda em sentido transversal e longitudinal respectivamente para os casos de 0 a 8 são mostradas na Figura 3.

Figura 3 - Previsões das tensões residuais do centro à borda no sentido: a) Longitudinal; b) Transversal.



Fonte: Adaptado de MURAKAWA *et al.* (2008).

Pode-se observar que as tensões residuais trativas máximas, medidas no sentido longitudinal, em todos os casos é semelhante e aproximadamente igual a 530 MPa. A medida que a temperatura de transformação martensítica diminui, as tensões residuais próximo ao centro da solda diminui e tornam-se de compressão quando a temperatura desce abaixo dos 500 °C. O valor de tensão atinge um mínimo (valor máximo de tensão residual de compressão) é de cerca de -420 MPa quando a temperatura de início de transformação martensítica é inferior a 150 °C. Desta forma Murakawa (2008) mostrou que em temperaturas abaixo de 550 °C de transformação martensítica há a geração de tensões residuais compressivas que tem como objetivo reduzir tensões residuais trativas na região da solda. Quanto menor essa temperatura maior a magnitude das tensões compressivas geradas, mas para temperaturas abaixo de 200 °C não se tem nenhuma vantagem.

3.3 Aços Maraging

São aços martensíticos de alto teor de elementos de liga como o níquel, o cobalto e o molibdênio, e baixo teor de carbono, em que a transformação martensítica ocorre em temperaturas inferiores a 200 °C. Possuem alta resistência mecânica (LR de até 2400 MPa) alcançada por envelhecimento mas mesmo no estado solubilizado possuem limite de resistência superior a 1000 MPa. 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. 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 (GCEE, 2010). Devido a uma boa soldabilidade, o emprego deste material está sendo ampliado para outros setores, como por exemplo, a indústria do petróleo, sendo esta uma propriedade fundamental na produção de componentes e podendo ser ampliado

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.

Além do níquel, outros elementos de liga presentes nos aços Maraging, por exemplo titânio, molibdênio, normalmente abaixam a faixa de transformação da martensita, com exceção do cobalto que aumenta essa faixa. Um dos papéis do cobalto nos aços Maraging é aumentar a temperatura M_s de maneira que aumentando outros elementos de liga a transformação para martensita se completará antes que o aço atinja a temperatura ambiente (SCHMIDT; ROHRBACH, 1990). O molibdênio é o principal elemento endurecedor. Mais que 5% de molibdênio é relatado agravar a formação de uma estrutura alinhada na microestrutura e causa a fragilização. O titânio age como um agente suplementar ao endurecimento, porém sua quantidade deve ser pouca pois o mesmo acarretará o aparecimento de "filmes" de titânio (carbonetos e nitretos) nos contornos dos grãos, fragilizando os aços.

3.3.1 Soldagem dos aços Maraging

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 que incluem distorção mínima, elevada resistência ao trincamento, ausência de restrições a temperabilidade e poucas mudanças nas propriedades da ZAC.

Os aços Maraging são soldáveis sem tratamento de pré-aquecimento nas condições solubilizado-recozido ou completamente envelhecido.

O comportamento da zona afetada pelo calor dos aços Maraging contribui para a sua característica de boa soldagem. Não há problemas de trincamento como nos aço baixa liga alta resistência, assim como pouca distorção ocorre.

A zona um pouco antes da ZAC que foi aquecida pelo calor de soldagem dentro de uma região completamente austenítica e se transformou em martensita no resfriamento. Durante a soldagem, o metal nesta zona é aquecido na região completamente austenítica e então resfriado. Independentemente da taxa de resfriamento, a estrutura após a soldagem é de baixo teor de carbono (LANG; KENYON, 1971). Próximo a esta zona está uma banda estreita que foi aquecida no campo das duas fases austenita + ferrita. Esta zona é martensítica com uma

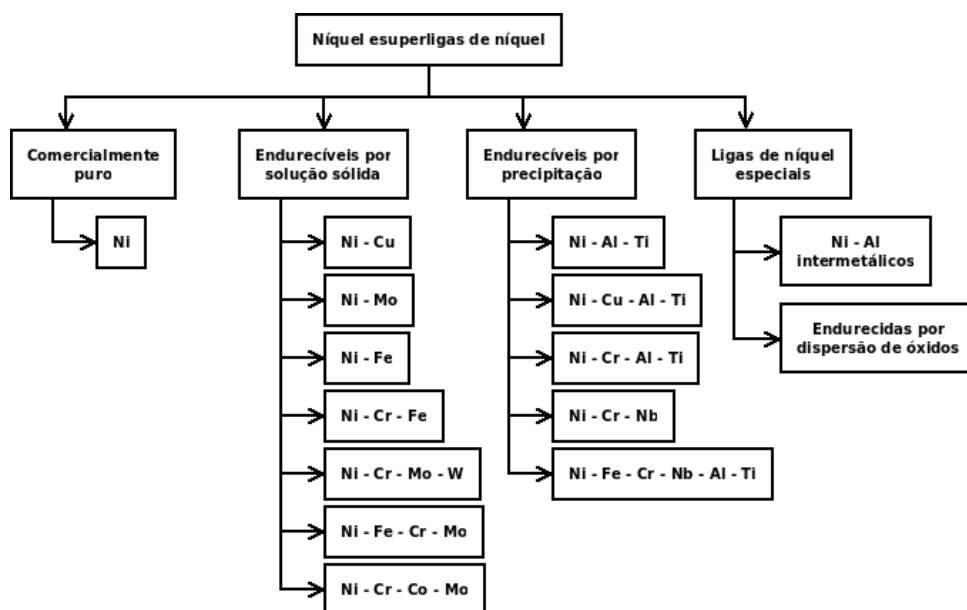
dispersão fina da austenita revertida estável.

3.4 Superligas de níquel

As ligas à base de níquel são das mais importantes classes de materiais de engenharia, uma vez que podem ser usadas em uma ampla gama de condições de serviço. Estas ligas são selecionadas para ambientes de serviço onde se requer características como a resistência a corrosão a altas temperaturas e ductilidade, tipo; indústrias petroquímicas, termoelétricas e aeroespacial. Estas ligas oferecem algumas propriedades ao material na condição soldado que nenhuma outra liga pode oferecer, tal como a capacidade de formar solução sólida com diversos elementos de liga, mantendo resistência e ductilidade em temperaturas criogênicas e em temperaturas próximas a temperatura sólidos (DUPONT; LIPPOLD; KISER, 2009).

Não existe um sistema de classificação para as ligas de níquel. A maioria delas são conhecidas por seus nomes comerciais ou pelo número da liga que foi originalmente atribuído pelo fabricante. As ligas são geralmente classificadas pela composição química e pelo seu mecanismo de endurecimento conforme a Figura 4:

Figura 4 - Classificação do níquel e suas ligas.



Fonte: Adaptado de DUPONT; LIPPOLD; KISER, (2009).

A liga Inconel 625 é uma liga de níquel-cromo que se enquadra nas superligas de níquel endurecíveis por solução sólida e é utilizado por sua alta resistência à tração, fluência, fadiga e excelente resistência à corrosão e soldabilidade. Essas propriedades fazem dele uma excelente escolha para aplicações de água do mar (INCONEL ALLOY, 2006).

A resistência dessa liga é devido ao efeito do endurecimento de molibdênio e do nióbio na sua matriz de níquel-cromo fazendo com que tratamentos térmicos para precipitação e endurecimento não são necessários (INCONEL ALLOY, 2006).

3.5 Soldagem TIG

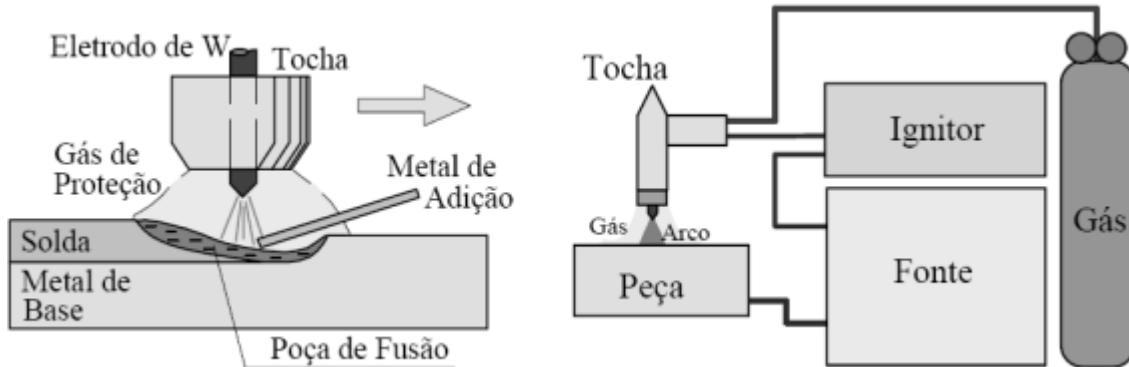
A soldagem TIG é um processo onde o calor necessário para efetuar a união tem origem em um arco voltaico estabelecido entre um eletrodo não consumível, de Tungstênio (W), e a peça a soldar e é preferido em soldagens de peças finas por permitir menores valores de aporte térmico transferido a peça, podendo ser empregado tanto com quanto sem metal de adição (DELGADO; DUTRA; OLIVEIRA, 1999).

O arco voltaico se forma em meio a um gás inerte, que tem a função adicional de proteger tanto o eletrodo quanto o metal fundido, além de facilitar a criação de um caminho ideal para a passagem da corrente de soldagem. A proteção do eletrodo e da zona de fusão é conseguida com a utilização de gases inertes, tais como o Argônio (Ar) e o Hélio (He) (QUITES, 2002; STREET, 1990). O potencial de ionização dos gases argônio e hélio são respectivamente 15,7 e 24,5 eV, logo, é mais fácil ionizar argônio do que hélio e a abertura torna-se mais fácil, ao mesmo tempo que a queda de tensão ao longo do arco é menor com este gás.

A Figura 5 tem-se um esquema do processo de soldagem TIG. O seu equipamento básico consiste de uma fonte de energia (corrente contínua e/ou corrente alternada), tocha com eletrodo de tungstênio, fonte de gás de proteção e um sistema para a abertura do arco (geralmente um ignitor de alta frequência). Este ignitor ioniza o meio gasoso, dispensando a necessidade de tocar o eletrodo na peça para a abertura do arco (o que pode causar a mútua contaminação do eletrodo

e do metal base).

Figura 5 - Soldagem TIG: Detalhe da região do arco e equipamento usual.



Fonte: Adaptado de Modenesi; Marques (1996).

3.5.1 Necessidade de uso de camadas de amanteigamento

Camadas de amanteigamento são utilizadas como depósitos intermediários entre o material de base e o metal de adição de revestimento duro para:

- Garantir uma boa união com o material de base;
- Minimizar as consequências das tensões;
- Limitar o efeito da diluição;
- Evitar a propagação de trincas em camadas duras subsequentes.

Dessa forma, o material de deposição e a operação de amanteigamento devem possuir algumas características em relação ao substrato:

- Compatibilidade química com o substrato;
- Composição que combinada com a do substrato não resulte em soldas com susceptibilidades a trincas;
- Alta ductilidade (no caso de se procurar reduzir as tensões geradas pelos passes de união entre os materiais);
- Baixa diluição, através da seleção de parâmetros;
- ZAC no substrato não susceptível a trincas (conseguida pelo controle dos parâmetros).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Materiais consumíveis

Os materiais a serem utilizados neste trabalho serão eletrodos de aço Maraging 350, eletrodos de Inconel 625, eletrodos de aço ao carbono e aços estruturais empregados na indústria do petróleo tais como AISI 4130, ASTM A36.

Foi feito um tratamento térmico de têmpera (austenitização a 850 °C por 10 minutos e resfriado na água) seguido de revenimento (650 °C durante 2 horas) no aço AISI 4130 como pré-requisito necessário para a formação de martensita revenida, condição do material utilizada em indústrias petroquímicas. Após a esses tratamentos foram feitas medidas de dureza. A dureza média desse aço foi de 23 HRC.

O consumível de aço Maraging 350 foi o arame comercial GSCO 12, adquiridos em forma de bobina de 1 kg com 0,8 mm de diâmetro. O consumível de Inconel 625 foi o arame comercial AWS ERNiCrMo-3 adquiridos em forma de bobina de 1 kg com 1,2 mm de diâmetro.

A Tabela 2 mostra as forma de identificação dos corpos de prova e suas respectivas dimensões.

Tabela 2 - Identificação e dimensões das amostras.

Sample	Espessura (mm)	Espessura (mm)	Comprimento (mm)
4130 1.1	8,0	89,8	188,0
4130 1.2	7,0	90,2	187,0
A36 1.1	7,7	90,4	188,0
A36 1.2	7,6	91,0	187,0

Fonte: Autoria própria.

4.2 Composições químicas

A Tabela 3 mostra as composições químicas nominais das bobinas e as composições químicas dos aços utilizados neste trabalho.

As composições químicas nominais das bobinas foram adquiridas no manual do fabricante de cada uma delas e as composições químicas dos aços soldados foram obtidas usando o Espectrômetro de Emissão Óptica Shimadzu PDA 7000.

Tabela 3 - Composições químicas dos materiais utilizados no trabalho (% peso).

	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	P	S	Cu	Fe	Al	Nb	Co	Ti
GSCO 12	0,02	0,03	0,02	18,0		4,0					0,1		12,0	0,1
AWS ERNiCrMo-3	0,011	0,05	0,01	64,43	22,2	9,13				0,19	0,09	3,5		
AISI 4130	0,29	0,29	0,57	0,25	0,99	0,25	0,012	0,002						
ASTM A36	0,25	0,4	0,8				0,04	0,05	0,2					

Fonte: Laboratório de Caracterização de Materiais - UFC e manual dos fabricantes das bobinas.

4.3 Soldagens

Foram realizados 3 (três) soldagens diferentes para efeito de comparação. O processo de soldagem utilizado tanto para os amanteigamentos quanto para os preenchimentos foram:

- Processo TIG com arame frio;
- Modo corrente contínua negativa;
- Eletrodo EWTH-2 (Tungstênio + 2% Tório) com 2,4 mm de diâmetro;
- Gás de proteção: Argônio 100% com vazão de 20 l/min.

O número de passos nas soldagens foram:

- Amanteigamento na amostra 4130 1.1 (Maraging 350): 4 passos;
- Preenchimento entre as amostras 4130 1.1 e A36 1.1 (Inconel 625): 10 passos;
- Preenchimento entre as amostras 4130 1.2 e A36 1.2 (Maraging 350): 10 passos;

As soldagens foram feita utilizando a fonte eletrônica multiprocesso IMC INVERSAL.

Os parâmetros para tanto para os amanteigamentos quanto para as soldagens definitivas apresentaram valores semelhantes e todos foram conforme os parâmetros típicos para os aços Maraging disponível em literatura.

A Tabela 4 mostra os parâmetros utilizados no amanteigamento com Maraging 350 na amostra 4130 1.1.

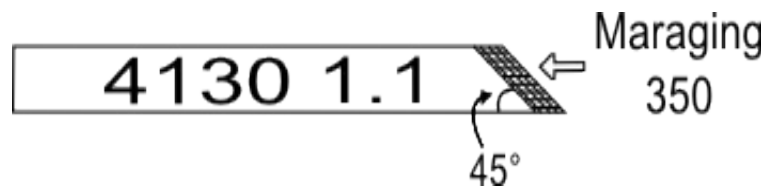
Tabela 4 - Parâmetros de amanteigamento com aço Maraging 350 (4130 1.1).

Parâmetros	1º passe	2º passe	3º passe	4º passe
Voltagem (V)	15,4	11,0	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: Autoria própria.

A Figura 6 mostra um esboço das amostra 4130 1.1 após o amanteigamento e usinagem, respectivamente.

Figura 6 - Esboço da amostra amanteigadas 4130 1.1 após usinagem.



Fonte: Autoria própria.

Após a usinagem, a espessura da camada amanteigada medida para a amostra 4130 1.1 foi de 0,6 mm;

As Tabelas 5 e 6 mostram os parâmetros utilizados no preenchimento com Inconel 625 entre as amostras 4130 1.1 e A36 1.1, Maraging 350 entre as amostras 4130 1.2 e A36 1.2, respectivamente.

Tabela 5 - Parâmetros de preenchimento com Inconel 625 (4130 1.1 e A36 1.1).

Parâmetros	1º passe (raiz inferior)	2º passe (raiz superior)	3º passe	4º passe	5º passe
Voltagem (V)	14,5	13,0	11,6	13,4	13,4
Corrente (A)	-170	-170	-170	-170	-170
Velocidade de soldagem (mm/min)	200	200	200	200	200
Velocidade de alimentação (m/min)	2,3	1,0	1,0	1,0	1,0
	6º passe	7º passe	8º passe	9º passe	10º passe
Voltagem (V)	13,6	13,6	13,3	13,6	13,5
Corrente (A)	-170	-170	-170	-170	-170
Velocidade de soldagem (mm/min)	200	200	200	200	200
Velocidade de alimentação (m/min)	1,0	1,0	1,0	1,0	1,3

Fonte: Autoria própria.

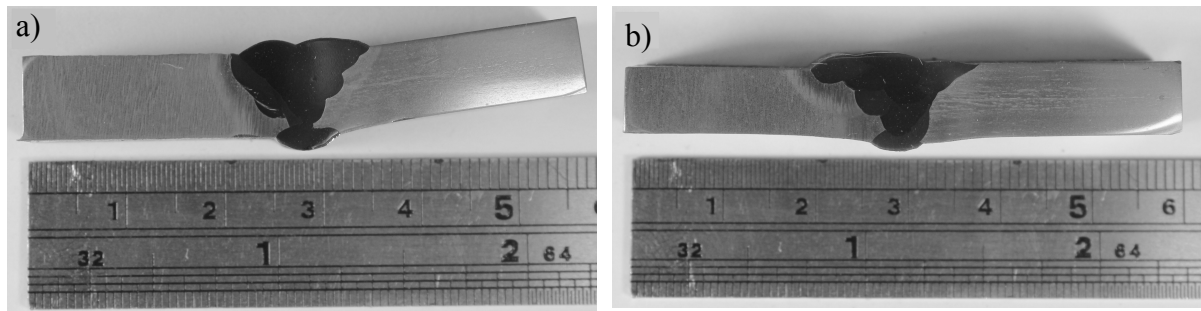
Tabela 6 - Parâmetros de preenchimento com Maraging 350 (4130 1.2 e A36 1.2).

Parâmetros	1º passe (raiz inferior)	2º passe (raiz superior)	3º passe	4º passe	5º passe
Voltagem (V)	14,9	15,0	15,1	15,0	15,5
Corrente (A)	-170	-170	-170	-235	-235
Velocidade de soldagem (mm/min)	200	200	200	200	200
Velocidade de alimentação (m/min)	1,5	1,5	1,5	1,6	3,1
	6º passe	7º passe	8º passe	9º passe	10º passe
Voltagem (V)	15,0	15,5	14,9	16,2	15,9
Corrente (A)	-235	-235	-235	-235	-235
Velocidade de soldagem (mm/min)	200	200	200	200	200
Velocidade de alimentação (m/min)	3,1	3,1	1,8	1,8	1,6

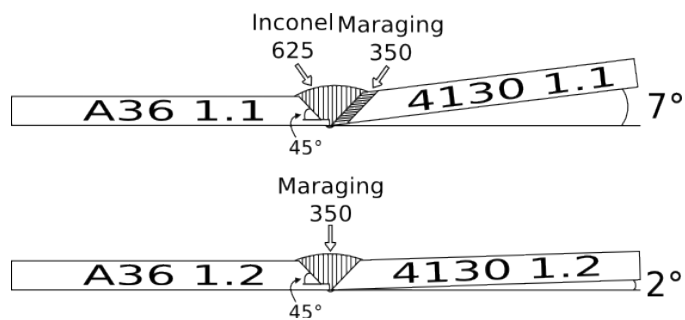
Fonte: Autoria própria.

As Figuras 7 e 8 mostram macrografias e um esboço das amostras após a soldagem de preenchimento.

Figura 7 - Macrografia após soldagem da: a) Amostra 1.1; b) Amostra 1.2.



Fonte: Autoria própria.

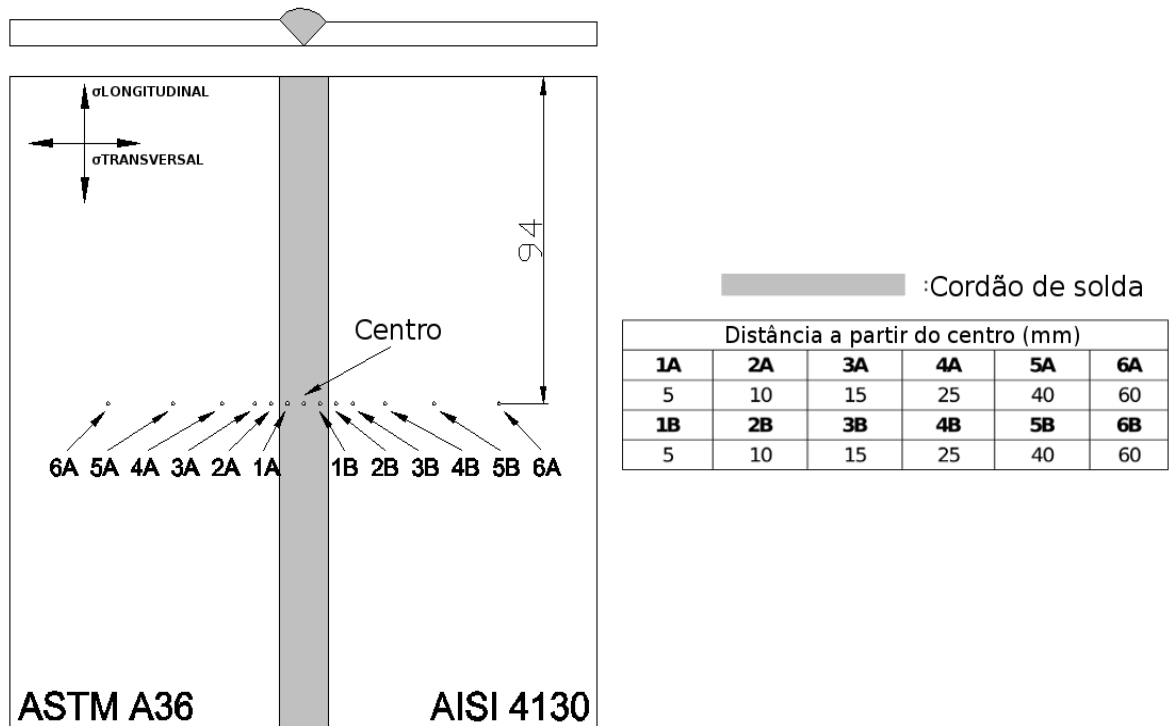


Fonte: Autoria própria.

4.4 Medições de tensões residuais

As análises das tensões residuais foram medidas na zona fundida (ZF), no centro e nas extremidades do cordão de solda, nas direções Longitudinal (L) e Transversal (T) ao cordão de solda, conforme mostrado na Figura 9, afim de verificar o comportamento das tensões presentes nessa amostras soldadas pelo processo TIG.

Figura 9 - Distribuição dos pontos de medição de tensões residuais nas amostras.



Fonte: Autoria própria.

O método de medição de tensões realizado foi por difração de Raios-X utilizado o método $\text{sen}^2\psi$ com as inclinações de, $\psi = 0^\circ, 20^\circ, 30^\circ, 40^\circ$ e 45° . Antes do início das medidas, o difratômetro foi alinhado segundo as instruções do fabricante.

As radiações utilizadas foram:

- $\text{Crk}\alpha$ para $2\theta = 156^\circ$, difratando o plano $\{211\}$ da ferrita para análise dos aços:
 - ASTM A36;
 - AISI 4130;
 - Maraging 350;
- $\text{Crk}\beta$ para $2\theta = 158^\circ$, difratando o plano $\{311\}$ do níquel para análise da liga:
 - Inconel 625.

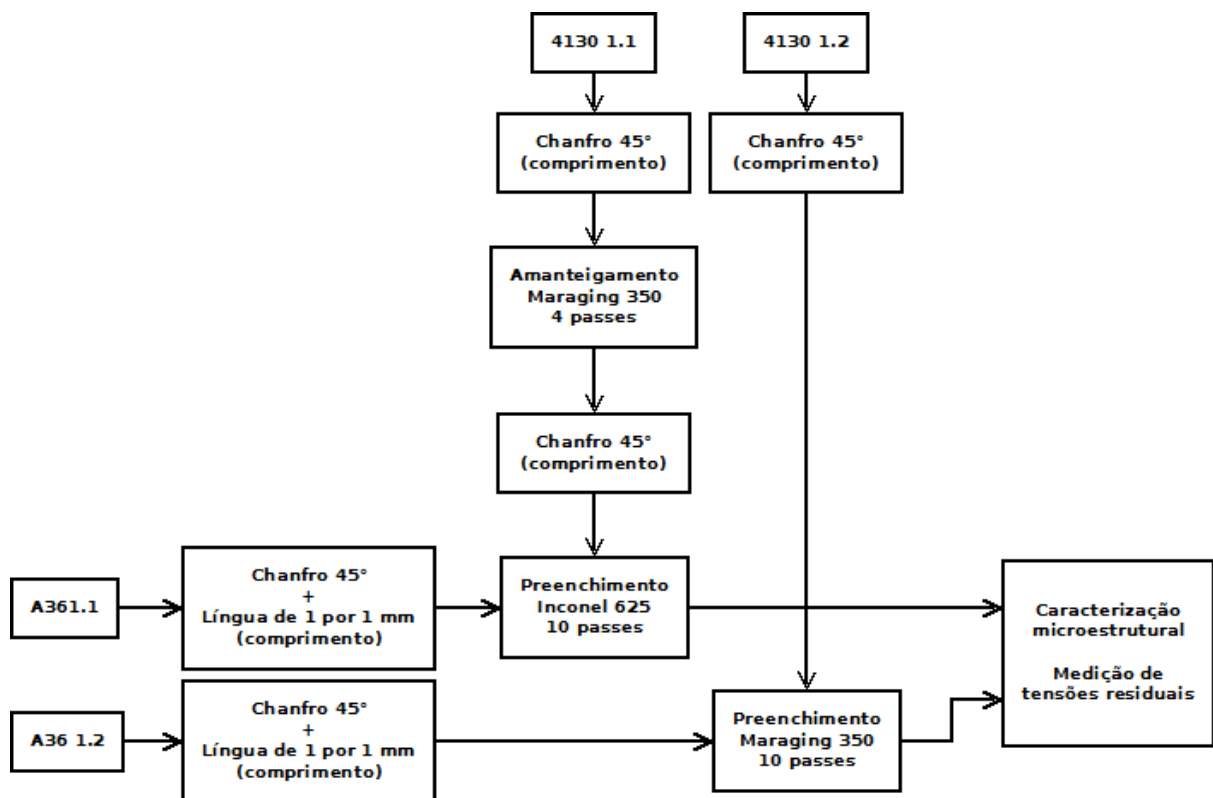
A análise das tensões residuais foi realizada utilizando o analisador de tensões Xstress 3000 (X-ray Stress Analyzer, v.1.22e).

4.5 Microscopia óptica

Após as soldagens foram feitas análises microestruturais das amostras utilizando microscopia óptica. Para isso 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, 2000 e 2500 mesh, polimento com pasta de diamante granulometria de 1 micron. Os ataques químicos para a revelação das microestruturas foram; para o ASTM A36 e AISI 4130: Nital 2% (98ml de álcool PA + 2ml de HNO_3); Maraging 350: Marble's (10g de CuSO_4 + 50ml HCl + 50ml de água destilada), 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 Olympus BX51M.

A Figura 10 mostra um fluxograma que resume a metodologia adotada no trabalho.

Figura 10 - Resumo da metodologia adotada no trabalho.



Fonte: Autoria própria.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Análise das tensões residuais

A Tabela 7 apresenta os resultados das tensões residuais obtidas obtidos em função da distância ao centro do cordão de solda. (“0” é o centro do cordão de solda).

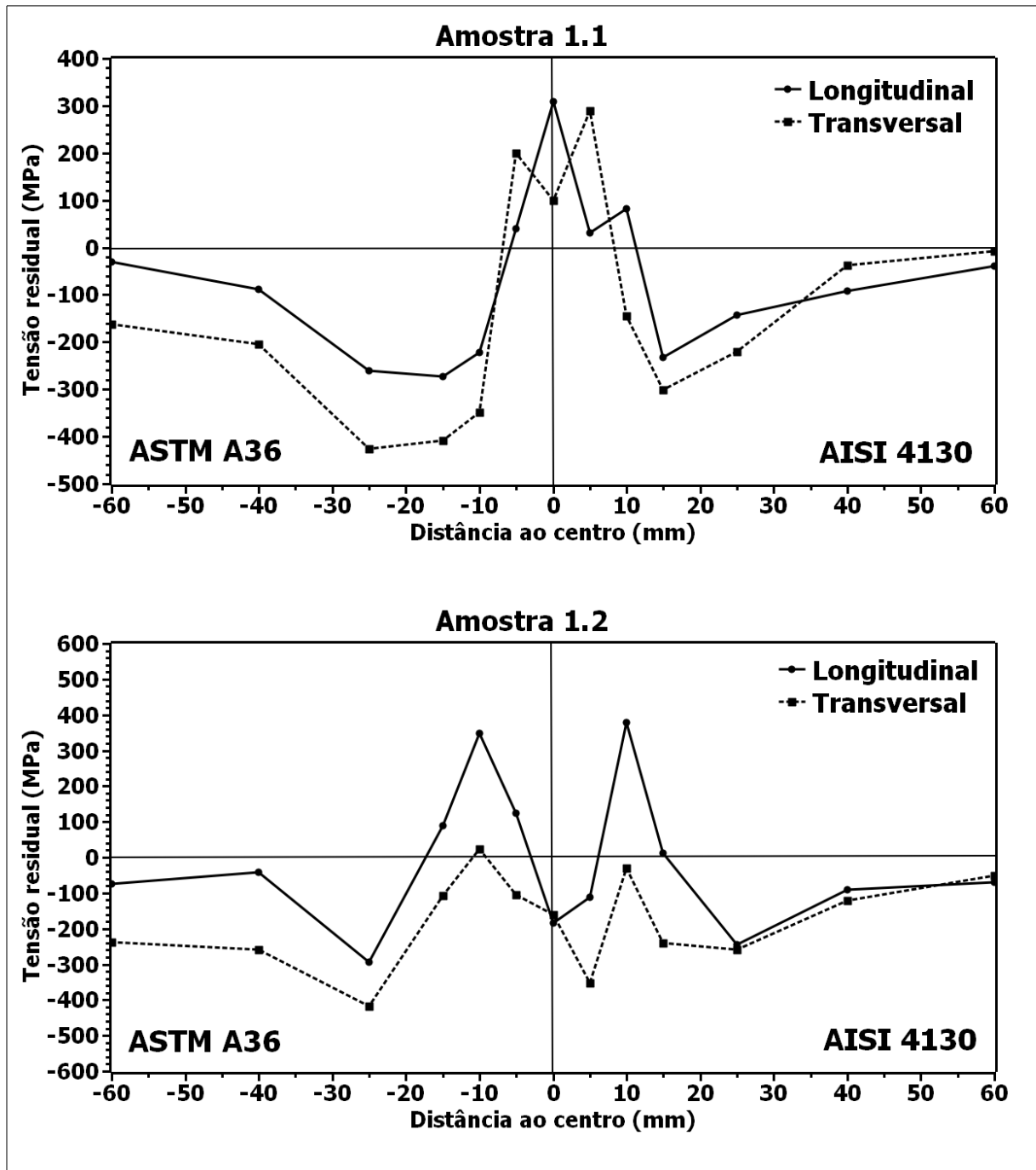
Tabela 7 - Valores de tensões residuais.

Região	Ponto	Distância ao centro da solda (mm)	Tensões residuais (MPa)			
			Amostra 1.1		Amostra 1.2	
			L (0°)	T (90°)	L (0°)	T (90°)
ASTM A36	6A	60	-31	-162	-75	-237
	5A	40	-88	-205	-42	-258
	4A	25	-261	-426	-293	-417
	3A	15	-273	-408	88	-107
	2A	10	-222	-348	348	23
Solda	1A	5	40	200	123	-105
	0	0	309	100	-185	-160
	1B	5	30	290	-113	-353
AISI 4130	2B	10	81	-145	378	-30
	3B	15	-232	-302	11	-240
	4B	25	-143	-221	-246	-258
	5B	40	-92	-37	-92	-122
	6B	60	-40	-7	-70	-5

Fonte: Autoria própria.

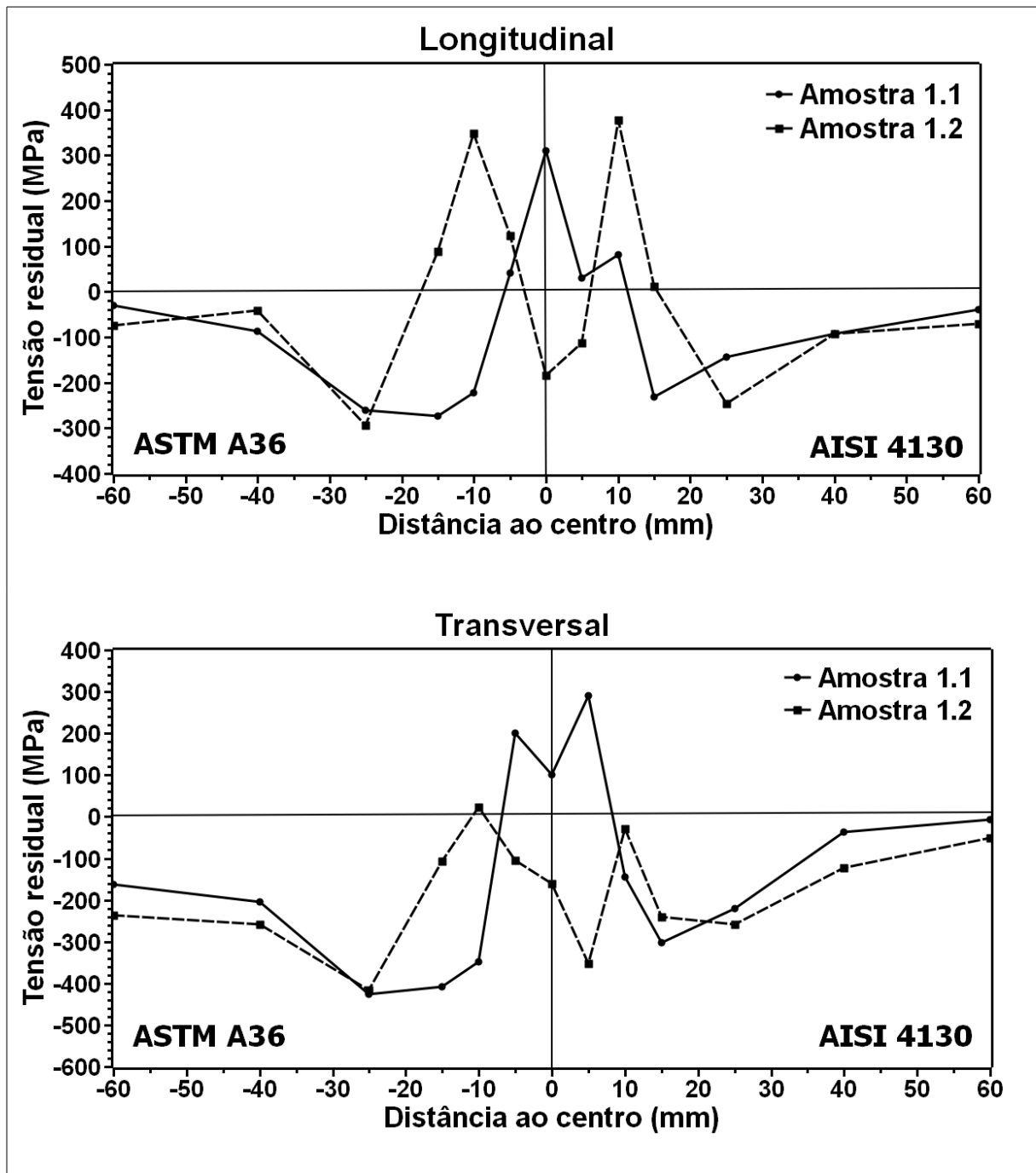
A Figura 11 apresenta os gráficos individuais das amostras gerados dos resultados das tensões residuais longitudinais e transversais obtidas obtidos em função da distância ao centro do cordão de solda e a Figura 12 apresenta os gráficos comparativos dos valores de tensões longitudinais e transversais para as mesmas amostras respectivamente (“0” é o centro do cordão de solda).

Figura 11 - Tensões residuais na amostra 1.1 e 1.2.



Fonte: Autoria própria.

Figura 12 - Tensões residuais nas amostras 1.1 e 1.2 nos sentidos longitudinal e transversal.



Fonte: Autoria própria

Observou-se no gráfico da amostra 1.1 que os valores máximos de tensão residual trativa ocorreram na região da solda, 309 e 290 MPa no sentido longitudinal e transversal, respectivamente, não havendo geração de tensões residuais compressivas mesmo com o amateigamento com Maraging 350. Mais

distante da solda, em ambos os lados, observa-se tensões residuais de compressão de forma a equilibrar as forças. Nas bordas da amostra, as tensões se aproximaram de zero.

Observou-se no gráfico da amostra 1.2, que apresentou valores máximos de tensões residuais de compressão de -185 e -160 MPa no sentido longitudinal e transversal, respectivamente. Já fora da zona fundida as tensões residuais se tornaram trativas e tendendo a zero nas bordas.

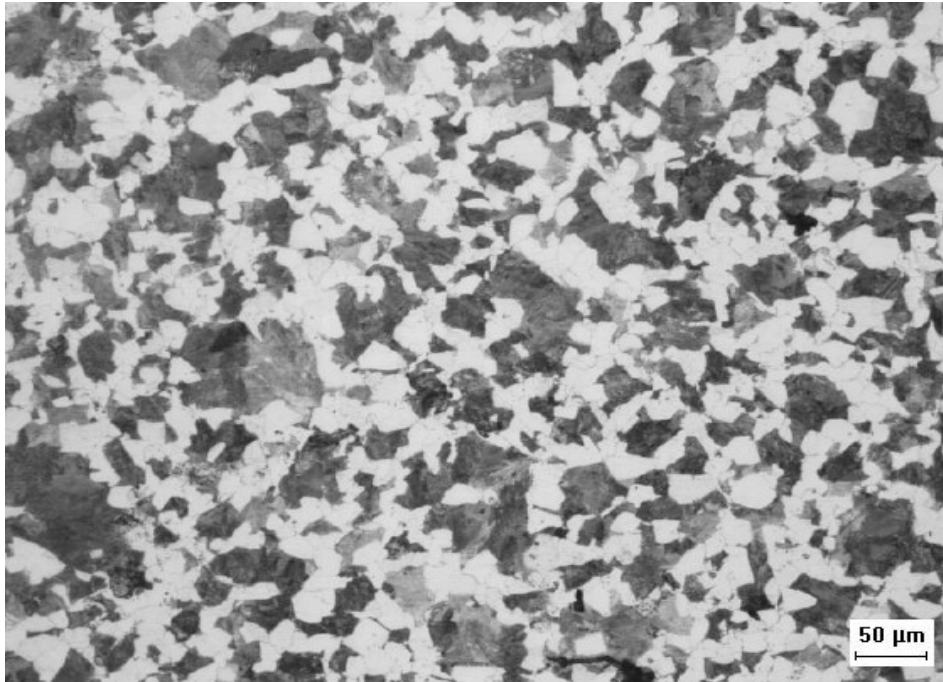
Os valores de tensões residuais estão diretamente ligados a contração e expansão volumétrica do material durante o resfriamento da soldagem. Na soldagem, durante o aquecimento, ocorre a indução de tensões residuais de tração na zona fundida, já solidificada, devido a diminuição do volume da célula decorrente da transformação da ferrita em austenita. Após solidificada, a medida que a peça soldada se resfria, as tensões residuais de tração tendem a aumentar até a nova mudança de volume, que ocorre no início da transformação martensítica. Como o volume da célula aumenta, uma força de compressão é imposta no intuito de aliviar as tensões residuais trativas existentes na peça. Na amostra 1.2 (soldada com Maraging), a indução de tensões residuais de compressão ocorreu graças a formação de martensita.

No comparativo das tensões residuais no sentido longitudinal observa-se uma predominância de tensões residuais de tração na amostra 1.1 e compressão na amostra 1.2, o que explica a diferença significativa no ângulo de distorção apresentado na Figura 9. O comportamento se deu de forma semelhante no comparativo das tensões residuais no sentido transversal. A distorção de 7° aconteceu devido presença quase única de tensões residuais trativas. Com o alívio de tensões essa distorção diminuiu.

5.2 Análises microestruturais

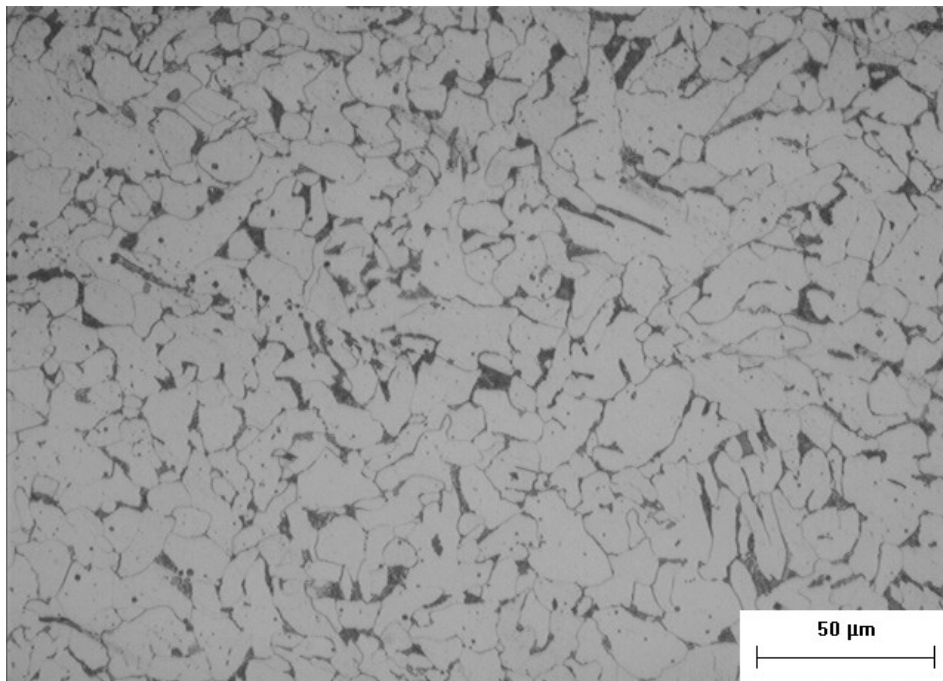
As Figuras 13 e 14 apresentam as microestruturas dos metais base AISI 4130 e ASTM A36, respectivamente, na condição como recebido. Observa-se uma microestrutura constituída de ferrita e perlita em ambos os casos.

Figura 13 - Microestrutura do aço AISI 4130 na condição como recebido. Ataque: Nital 2%. Aumento: 200X.



Fonte: Autoria própria.

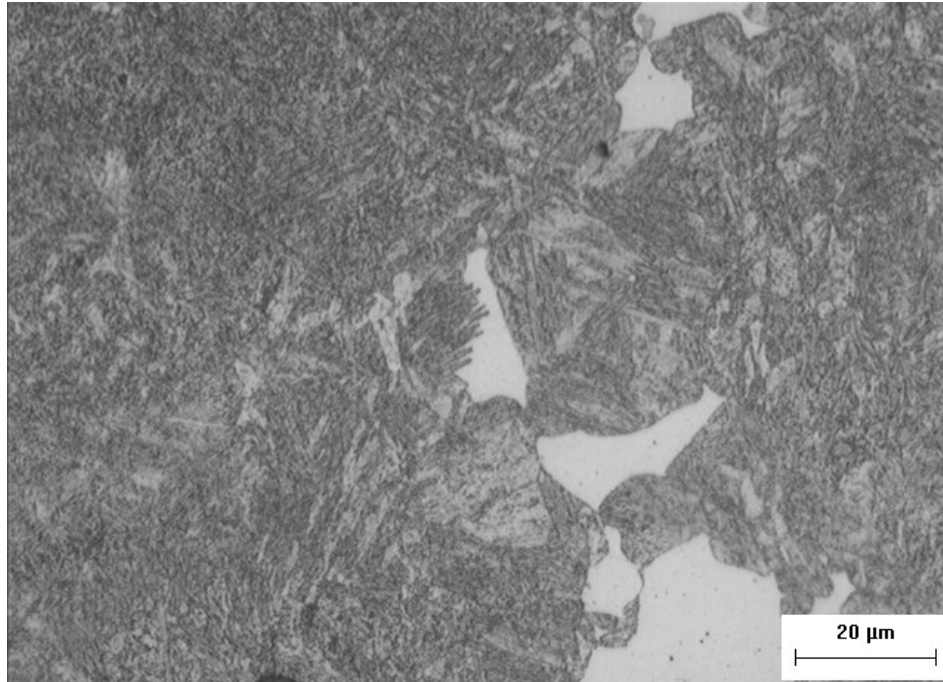
Figura 14 - Microestrutura do aço ASTM A36 na condição como recebido. Ataque: Nital 2%. Aumento: 500X.



Fonte: Autoria própria.

A Figura 15 apresenta a microestrutura do metal base AISI 4130 na condição temperado e revenido (utilizada no trabalho). Observa-se uma microestrutura constituída de martensita revenida.

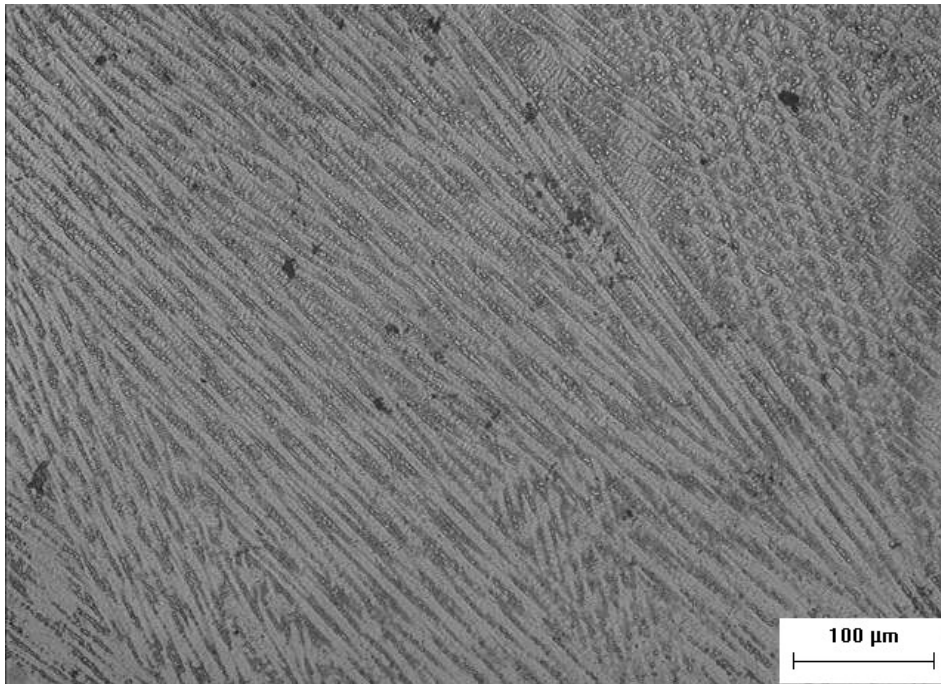
Figura 15 - Microestrutura do aço AISI 4130 na condição temperado e revenido. Ataque: Nital 2%. Aumento: 1000X.



Fonte: Autoria própria.

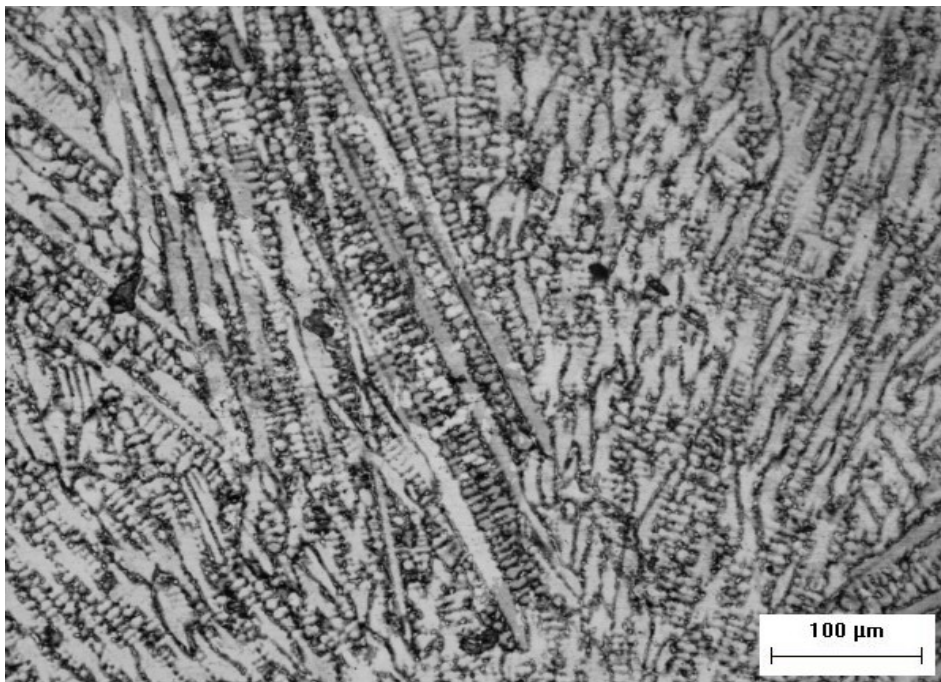
As Figuras 16 e 17 apresentam as microestruturas do centro da zona fundida da amostra 1.1 (Inconel 625) e 1.2 (Maraging 350), respectivamente. Observa-se uma microestrutura bruta de solidificação onde se observa o crescimento colunar dendrítico na amostra 1.1 e 1.2.

Figura 16 - Microestrutura do centro da zona fundida da amostra 1.1 composta por Inconel 625. Ataque: Ácido crômico 10%. Aumento: 200X.



Fonte: Autoria própria.

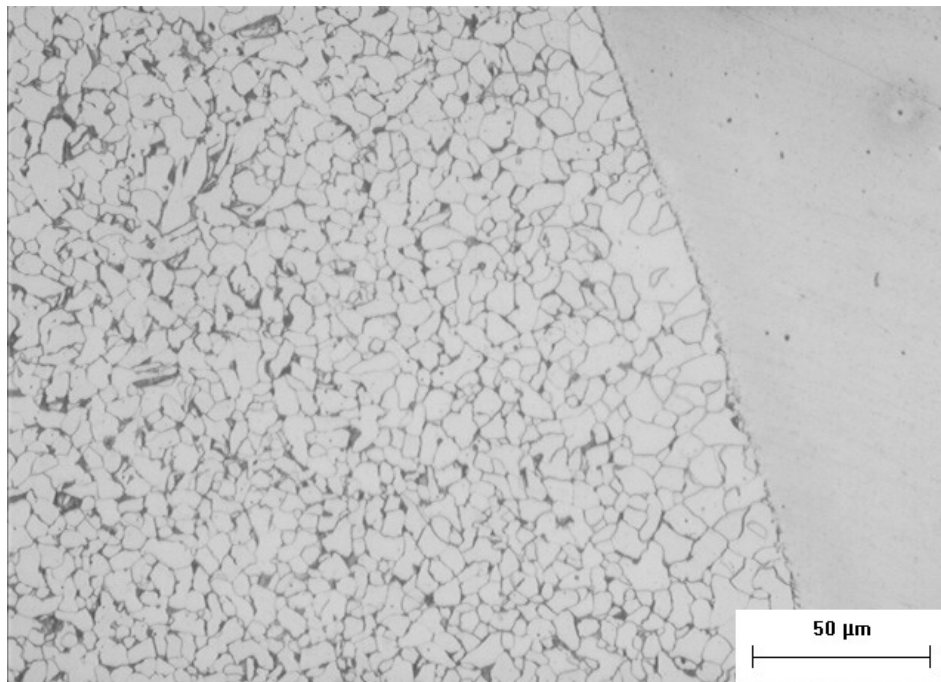
Figura 17 - Microestrutura do centro da zona fundida da amostra 1.2, composta por Maraging 350. Ataque: Marble's. Aumento: 200X.



Fonte: Autoria própria.

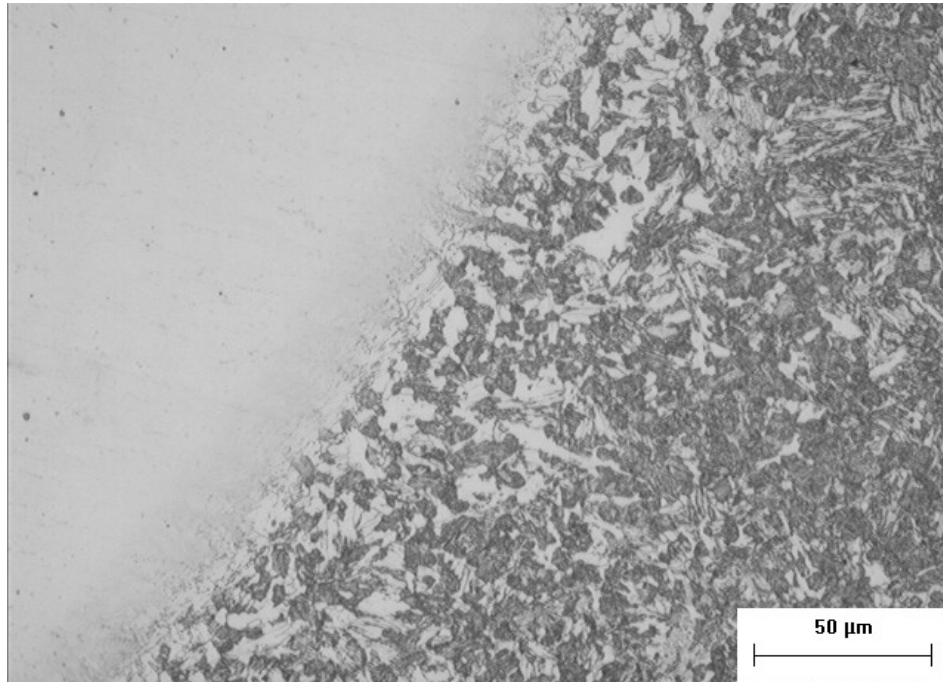
As Figuras 18 e 19 apresentam as microestruturas do centro da zona afetada pelo calor da amostra 1.1 (Inconel 625) e 1.2 (Maraging 350), respectivamente. Observa-se uma microestrutura constituída de ferrita e perlita em ambos os casos, porém com redução do tamanho de grão e descarbonetação devido ao tratamento térmico de normalização decorrente dos ciclos térmicos da soldagem com um conseqüente aumento da fase ferrita.

Figura 18 - Microestrutura da interface entre a zona fundida e o aço ASTM A36 da amostra 1.1. Ataque: Nital 2%. Aumento: 500X.



Fonte: Autoria própria.

Figura 19 - Microestrutura da interface entre a zona fundida e o aço AISI 4130 da amostra 1.2. Ataque: Nital 2%. Aumento: 500X.



Fonte: Autoria própria.

6 CONCLUSÃO

As conclusões sobre o estudo do efeito da temperatura de transformação martensítica aplicado a soldagem é mostrado a seguir:

O amanteigamento com Maraging 350 não influenciou em nada para a formação de tensões residuais de compressão na amostra soldada com Inconel 625 devido a sua pequena espessura de forma que a substituição do Inconel 625 por Maraging 350 como metal de adição mostrou resultados satisfatórios.

A distorção de 7° da amostra 1.1 é explicada pela presença de tensões residuais de tração na região da solda e a distorção de 2° da amostra 1.2 é explicada pelo alívio de tensões causados pela presença de tensões residuais de compressão na região da solda.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

CRUZ, R. L. S. **Avaliação dos efeitos da técnica da dupla camada na soldagem do aço ASTM A 516 grau 60**. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciências dos Materiais) - Departamento de Engenharia e Ciências dos Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2006.

DELGADO, L. C.; DUTRA, J. C.; & OLIVEIRA, M. A. **Estudo e Desenvolvimento do Processo “TIG” com Alimentação Automática de Arame**. Belo Horizonte: UFSC, 1999.

DUPONT, J. N.; LIPPOLD, J. C.; KISER, S. D. **Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-Base Alloys** . Wiley, 2009.

GCEE. **Materiais Avançados 2010-2022**.

HAUK, V. **Structural and Residual Stress Analysis by Nondestructive Methods**. Elsevier. 1997.

INCONEL ALLOY 625. Special Metals Corporation. 2006.

JONES, W. K. C.; ALBERY, P. J. **Model for stress accumulation in steel during welding**. *Metals Technology*, p. 557-566. 1977.

KNOTH, R. J.; LANG, F. H. **18% Nickel maraging steel metallurgy and its effects on welding**. *Metals Engineering Quarterly. Section VIII: Welding. 18% Nickel maraging steel metallurgy and its effects on welding*. p. 213-217. 1966.

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

MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V. **Introdução aos Processos de Soldagem**. 1 ed. Belo Horizonte. UFMG. 1996.

MURAKAWA, H.; MILOSLAV, B.; ADAN, V.; SHERIF, R.; CATRIN, D.; DAVID, D.; KAMRAN, N. **Effect of Phase Transformation onset Temperature on Residual Stress in Welded Thin Steel Plates**. Joining and Welding Research Institute. v. 37, p. 75-80. 2008.

OHTA, A.; SUZUKI, N.; MAEDA, Y.; HIRAOKA, K.; & NAKAMURA, T. **Superior fatigue crack growth properties in newly developed weld metal**. International Journal of Fatigue, v. 21, p. 113-118. 1999.

QUITES, A. **Introdução à Soldagem a Arco Voltaico**, 2° ed., Soldasoft, 2002

SATOH, K.; MATSUI, S. **Reaction Stress and Weld Cracking Under Hindered Contraction**. International Institute of Welding. p. 23. 1968.

SCHMIDT, M.; ROHRBACH, K. **Maraging steels**. In Metals Handbook. 10 ed. p. 793-800. ASM. 1990.

STREET, J. A. **Pulsed Arc Welding: An Introduction**. 1 ed. Abington Publishing. 1990.

VASILIEV, D. M. **Diffraction methods for structures research**. Saint-Petersburg: St.-Petersburg. 1999.