



**UFC**

**UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ**

**CENTRO DE TECNOLOGIA**

**DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS**

**CURSO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS**

**LÊNIN VINÍCIUS FIDÉLIS SOARES**

**ANÁLISE QUANTITATIVA DA FRAÇÃO DE AUSTENITA PRESENTE NA ZAC DO  
AÇO ASTM A333 Gr. 8 (9% Ni)**

**FORTALEZA**

**2018**

LÊNIN VINÍCIUS FIDÉLIS SOARES

ANÁLISE QUANTITATIVA DA FRAÇÃO DE AUSTENITA PRESENTE NA ZAC DO  
AÇO ASTM A333 Gr. 8 (9% Ni)

Monografia apresentada ao Curso de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do título de Bacharel em Metalurgia.

Orientador: Prof. Dr. Cleiton Carvalho Silva.

FORTALEZA

2018

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)

---

- S655a Soares, LÊNIN VINÍCIUS FIDÉLIS.  
Análise Quantitativa da Fração de Austenita Presente na ZAC do Aço ASTM A333 Gr. 8 (9% Ni) /  
LÊNIN VINÍCIUS FIDÉLIS SOARES. – 2018.  
65 f. : il. color.
- Trabalho de Conclusão de Curso (graduação) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia,  
Curso de Engenharia Metalúrgica, Fortaleza, 2018.  
Orientação: Prof. Dr. Cleiton Carvalho Silva.
1. Austenita. 2. Aço 9% Níquel. 3. Zona Afetada pelo Calor. I. Título.

CDD 669

---

LÊNIN VINÍCIUS FIDÉLIS SOARES

ANÁLISE QUANTITATIVA DA FRAÇÃO DE AUSTENITA PRESENTE NA ZAC DO  
AÇO ASTM A333 Gr. 8 (9% Ni)

Monografia apresentada ao Curso de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do título de Bacharel em Metalurgia.

Aprovada em: 04/07/2018

BANCA EXAMINADORA

---

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

---

Prof. Dr. Willys Machado Aguiar  
Universidade Federal do Ceará (UFC)

---

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

À Deus, minha família e aos meus colegas de trabalho que foram de grande ajuda durante o processo de construção deste trabalho.

## **AGRADECIMENTOS**

Agradeço, primeiramente, à Deus, por me dar saúde, força e direcionamento.

Ao meu pai Hemerson Frederico Costa Lima Soares e à minha mãe Maria Lúcia Fidélis Soares, por todo amor que me deram, por terem me possibilitado alcançar esse objetivo, além de não medirem esforços para que eu completasse os meus estudos.

Ao meu irmão Levi Fidélis Soares e à minha irmã Larissa Fidélis Soares pelo apoio, pelo incentivo e pelas diversões e brincadeiras nos momentos difíceis.

Ao Prof. Dr. Cleiton Carvalho Silva, pela paciência na orientação, pela oportunidade e confiança depositada e pelo incentivo que tornaram possível a conclusão deste trabalho.

À todos os integrantes do LPTS, pelo convívio, pelo apoio, pela compreensão e pela amizade.

E a todos que participaram de alguma forma para a conclusão desta etapa da minha vida.

“Se você não tem duvidas é porque você está mal informado.” (Millôr Fernandes)

## RESUMO

Este trabalho pretende avaliar o efeito da energia de soldagem na quantidade de austenita presente nas diferentes regiões da ZAC para os passes de acabamento, enchimento e raiz do aço 9% Ni. Para isso, foram retirados corpos de prova da seção transversal do material soldado com diferentes energias, sendo elas 0,7 kJ/mm, 1,5 kJ/mm e 2,5 kJ/mm. Em seguida, foram submetidos a preparação metalográfica e analisados com a técnica de microscopia eletrônica de varredura para depois serem analisados pelos critérios de microestrutura e quantificação de fases para a construção dos diagramas de análise de variância. Os resultados obtidos a partir da análise dos diagramas mostram que um aumento na energia de soldagem leva a uma diminuição da quantidade de austenita presente nas diversas regiões da ZAC para os diferentes passes, havendo uma diferença nas quantidades de austenita presente, mas não na sua tendência em diminuir com o aumento da energia.

**Palavras-chave:** Austenita. Aço 9% Ni. ZAC.

## ABSTRACT

The aim of this study was to evaluate the effect of the welding heat input on the amount of retained austenite, as well as reversed austenite, present in different regions of the heat affected zone (HAZ) of the ASTM A333 Gr. 8 (9% Ni) steel, including the effect of superposing of heating cycle caused by multiples welding passes. Due to the complexity of multi pass welded joints, the analysis was performed for the finishing, filling and root passes. Specimens of weld cross section extracted from different pipes welded with 0.7 kJ/mm, 1.5 kJ/mm and 2.5 kJ/mm were evaluated. Afterwards, they were submitted to a metallographic preparation followed by a chemical etching using a modified Lepera reagent, and subsequently analyzed using the scanning electron microscopy technique (SEM), operating in SE mode. The austenite present in microstructure was quantified by using SVRNA image analysis software, which segmented and quantify the amount of this particular phase. Statistical analysis of the effect of heat input on the amount of austenite phase was carried out by analysis of variance. The results obtained from the analysis of the variance diagrams show that an increase in the welding heat input leads to a decrease in the amount of austenite present in different HAZ regions for the different passes. In general, even being observed a difference in the amount of austenite present for different regions (finishing, filling and root passes), the tendency to decrease the amount of austenite with increasing the heat input was maintained.

**Keywords:** Welding, austenite, 9% Ni steel, HAZ.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Diagrama de fases binário Fe-Ni.....	17
Figura 2 – Diagrama CCT para o aço 9 % Ni.....	17
Figura 3 – Microestrutura típica de um aço 9% Ni.....	18
Figura 4 – Demarcação das principais regiões da ZAC para a soldagem de um único passe.....	23
Figura 5 – Diagrama esquemático das regiões da ZAC em função da temperatura de pico atingida.....	23
Figura 6 – Exemplo de sub-regiões da ZAC na soldagem multipasses.....	26
Figura 7 – Exemplificação da mudança na estrutura cristalina da austenita para martensita.....	28
Figura 8 – Gráfico da variação de temperatura e morfologia devido a concentração de carbono.....	29
Figura 9 – Ilustração da Politriz Struers LaboPol-25®.....	35
Figura 10 – Ilustração do ataque de Lepera Modificado.....	36
Figura 11 – Ilustração do microscópio eletrônico de varredura de modelo MEV FEI Quanta 250®.....	36
Figura 12 – Imagens em MEV e segmentadas para quantificação da austenita em soldagem multipasses na região da ZAC-GG para os passes de acabamento. a) 0,7 kJ/mm; b) 1,5 kJ/mm; c) 2,5 kJ/mm.....	39
Figura 13 – Imagens em MEV e segmentadas para quantificação da austenita em soldagem multipasses na região da ZAC-IC para os passes de acabamento. a) 0,7 kJ/mm; b) 1,5 kJ/mm; c) 2,5 kJ/mm.....	40
Figura 14 – Imagens em MEV e segmentadas para quantificação da austenita em soldagem multipasses. Sobreposição da ZAC-GG sobre a ZAC-GG do passe anterior para os passes de enchimento. a) 0,7 kJ/mm; b) 1,5 kJ/mm; c) 2,5 kJ/mm.....	42
Figura 15 – Imagens em MEV e segmentadas para quantificação da austenita em soldagem multipasses. Sobreposição da ZAC-IC sobre a ZAC-GG do passe anterior para os passes de enchimento. a) 0,7 kJ/mm; b) 1,5 kJ/mm; c) 2,5 kJ/mm.....	43
Figura 16 – Imagens em MEV e segmentadas para quantificação da austenita em soldagem multipasses. Sobreposição da ZAC-GG sobre a ZAC-GG do passe anterior para os passes de raiz. a) 0,7 kJ/mm; b) 1,5 kJ/mm; c) 2,5 kJ/mm.....	45

Figura 17 – Imagens em MEV e segmentadas para quantificação da austenita em soldagem multipasses. Sobreposição da ZAC-IC sobre a ZAC-GG do passe anterior para os passes de raiz. a) 0,7 kJ/mm; b) 1,5 kJ/mm; c) 2,5 kJ/mm.....	46
Figura 18 – Gráfico da análise do percentual de austenita para soldagem multipasses na região da ZAC-GG para o passe de acabamento.....	48
Figura 19 – Gráfico da análise do percentual de austenita para soldagem multipasses na região da ZAC-IC para o passe de acabamento.....	49
Figura 20 – Gráfico da análise do percentual de austenita para soldagem multipasses. Sobreposição da ZAC-GG sobre a ZAC-GG do passe anterior para os passes de enchimento.....	50
Figura 21 – Gráfico da análise do percentual de austenita para soldagem multipasses. Sobreposição da ZAC-IC sobre a ZAC-GG do passe anterior para os passes de enchimento.....	51
Figura 22 – Gráfico da análise do percentual de austenita para soldagem multipasses. Sobreposição da ZAC-GG sobre a ZAC-GG do passe anterior para os passes de raiz.....	52
Figura 23 – Gráfico da análise do percentual de austenita para soldagem multipasses. Sobreposição da ZAC-IC sobre a ZAC-GG do passe anterior para os passes de raiz.....	53

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ANOVA	Análise de Variância
ASTM	American Society for Testing and Materials
C	Carbono
CCT	Continuous Cooling Transformation
CFC	Cúbica de Face Centrada
Fe	Ferro
GMAW	Gas Metal Arc Welding
GNL	Gás Natural Liquefeito
LBZ	Local Brittle Zone
LPTS	Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem
MAG	Metal Active Gas
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
Mf	Martensita finish
MIG	Metal Inert Gas
Mn	Manganês
Ms	Martensita start
Ni	Níquel
Si	Silício
TCC	Tetragonal de Corpo Centrado
TTT	Tempo, Transformação e Temperatura
UFC	Universidade Federal do Ceará
ZAC	Zona afetada pelo calor
ZAC-GF	Zona afetada pelo calor de granulação fina
ZAC-GG	Zona afetada pelo calor de granulação grosseira
ZAC-GG/GG	ZAC-GG de um passe que foi reaquecida pela ZAC-GG do passe posterior
ZAC-IC	Zona afetada pelo calor intercrítica
ZAC-IC/GG	ZAC-GG de um passe que foi reaquecida pela ZAC-IC do passe posterior
ZAC-SC	Zona afetada pelo calor subcrítica
ZF	Zona fundida

## SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	14
1.1	Objetivo geral.....	15
1.2	Objetivos específicos.....	15
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	16
2.1	Aços 9% Ni.....	16
2.2	Tratamentos Térmicos nos aços 9% Ni.....	19
2.3	Soldagem.....	20
2.4	Zona Afetada pelo Calor (ZAC).....	22
2.5	Austenita.....	26
2.6	Martensita.....	27
2.7	Austenitas Retida e Reversa.....	29
2.8	Martensita Revenida.....	31
3	MATERIAIS E MÉTODOS.....	33
3.1	Materiais.....	33
3.2	Métodos.....	33
3.2.1	Etapa 1: Preparação das Amostras.....	33
3.2.2	Etapa 2: Ataque Químico.....	34
3.2.3	Etapa 3: Análise Microscópica.....	35
3.2.4	Etapa 4: Quantificação de Fases.....	36
3.2.5	Etapa 5: Análise Estatística.....	36
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	37
4.1	Resultados da Análise em Microscopia Eletrônica de Varredura.....	37
4.1.1	ZAC-GG dos Acabamentos.....	37
4.1.2	ZAC-IC dos Acabamentos.....	37
4.1.3	ZAC-GG/GG dos Enchimentos.....	40
4.1.4	ZAC-IC/GG dos Enchimentos.....	40
4.1.5	ZAC-GG/GG das Raízes.....	43
4.1.6	ZAC-IC/GG das Raízes.....	43
4.2	Resultados Estatísticos da Análise de Variância das Quantificações de Fase.....	46
4.2.1	ZAC-GG dos Acabamentos.....	47
4.2.2	ZAC-IC dos Acabamentos.....	48
4.2.3	ZAC-GG/GG dos Enchimentos.....	49

4.2.4	ZAC-IC/GG dos Enchimentos.....	50
4.2.5	ZAC-GG/GG das Raízes.....	51
4.2.6	ZAC-IC/GG das Raízes.....	52
4.3	Discussão.....	53
4.3.1	Austenita Retida.....	53
4.3.2	Austenita Reversa.....	55
5	CONCLUSÃO.....	57
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	58
7	REFERÊNCIAS.....	59

## 1 INTRODUÇÃO

No setor industrial, os equipamentos de trabalho são submetidos a condições de serviço severas, como baixíssimas temperaturas, altas pressões e, muitas vezes, em meios agressivos. De tal maneira, é necessária a utilização de materiais que possuam propriedades adequadas para suportar essas condições. Dentre os diversos materiais utilizados, os aços 9% Ni têm destaque quando se considera aplicações que envolvam baixas temperaturas e pressões elevadas.

Esses aços são historicamente utilizados no armazenamento e transporte de GNL no qual propriedades mecânicas de tenacidade e ductilidade são requeridas em temperaturas criogênicas (-196 °C). Além disso, o aço 9% Ni possui a capacidade de resistir ao colapso dúctil propagante e apresenta boa soldabilidade.

Entretanto, o processo de soldagem gera alterações na microestrutura do material que podem vir a afetar suas propriedades mecânicas. Uma das principais alterações está relacionada com a quantidade de austenita nas regiões da ZAC do material soldado, que pode ser maior ou menor dependendo da energia utilizada durante o processo de soldagem.

A presença de austenita entre as ripas de martensita e nos contornos de austenita prévia é um dos fatores que tornam a tenacidade desse material elevada em baixas temperaturas. Essa austenita pode ser formada de duas formas, a retida e a reversa. A austenita retida ocorre predominantemente nas regiões da ZAC que não sofre aquecimento posterior, caso das ZAC-GG e ZAC-IC do acabamento, pois são formadas a partir da transformação martensítica. Nas demais regiões podem ocorrer austenitas produzidas nas transformações ou austenitas que nucleiam e crescem a partir dos reaquecimentos. Independentemente de sua origem, a austenita é significativa para as propriedades do material e é importante saber como os ciclos térmicos e as condições operacionais afetam a quantidade dessa austenita.

Visto isso, este trabalho pretende contribuir com o desenvolvimento da metalurgia da soldagem dos aços 9% Ni, por meio de um estudo sobre a influência da energia de soldagem na quantidade de austenita presente nas diferentes regiões da ZAC, priorizando as ZAC-GG e ZAC-IC por serem consideradas na literatura as mais críticas para as propriedades do aço em questão, e, por conseguinte, na maior ou menor alteração nas propriedades do material.

## 1.1 Objetivo Geral

Avaliar o efeito da energia de soldagem sobre a microestrutura da ZAC de um aço 9% Ni, notadamente com relação à quantidade de austenita presente nas diferentes regiões da ZAC.

## 1.2 Objetivos Específicos

- Avaliar diferenças microestruturais entre as regiões de ZAC-GG e ZAC-IC variando a energia de soldagem.
- Avaliar a influência microestrutural do reaquecimento da ZAC devido a múltiplos passes de soldagem, principalmente as ZAC-GG e ZAC-IC.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 Aços 9% Ni

Os aços 9% Ni foram desenvolvidos na década de 1940 pela International Nickel Company como um material ferrítico<sup>[1]</sup> com o intuito de serem alternativa a materiais criogênicos, pois combinam alta resistência e soldabilidade mas com custo reduzido<sup>[2]</sup>. Sua composição química é apresentada na Tabela 1.

Visto que são aços usados em sua grande maioria em temperaturas criogênicas, eles devem manter sua tenacidade nas aplicações em que são utilizados em tais temperaturas, e sua resistência criogênica é mais importante do que sua resistência à temperatura ambiente<sup>[3]</sup>. Esses aços não apresentam comportamento inoxidável e podem oxidar em muitos ambientes<sup>[2]</sup>.

Tabela 1 - Composição Química (%p).

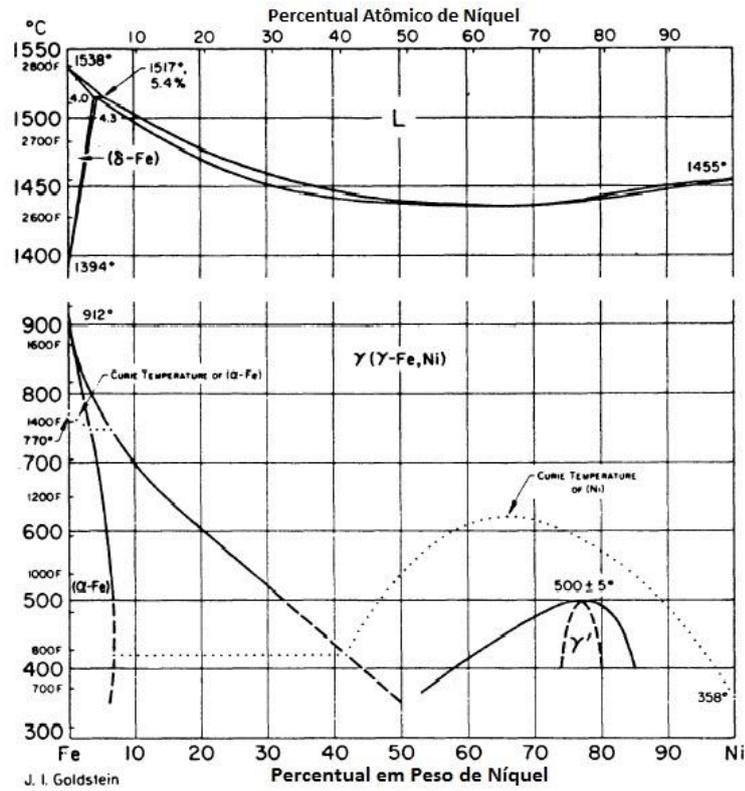
<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>Ni</b>	<b>Fe</b>
0.044	0.22	0.58	8.99	—

Fonte: Elaborada pelo autor.

A melhor compreensão dos efeitos do níquel como elemento de liga vem a partir de uma boa interpretação do diagrama de fases binário Fe-Ni, que pode ser observado na Figura 1. Ao observar o diagrama é possível constatar que ao adicionar níquel ao ferro, ocorre uma redução gradual da temperatura de transformação da austenita em ferrita. Uma mudança nas relações de fase a partir da formação de carbonetos na esfera de ação de temperatura e composição, onde a fase ferrítica é predominante, ocorre devido a existência de 0,10 - 0,15 % de carbono<sup>[2]</sup>.

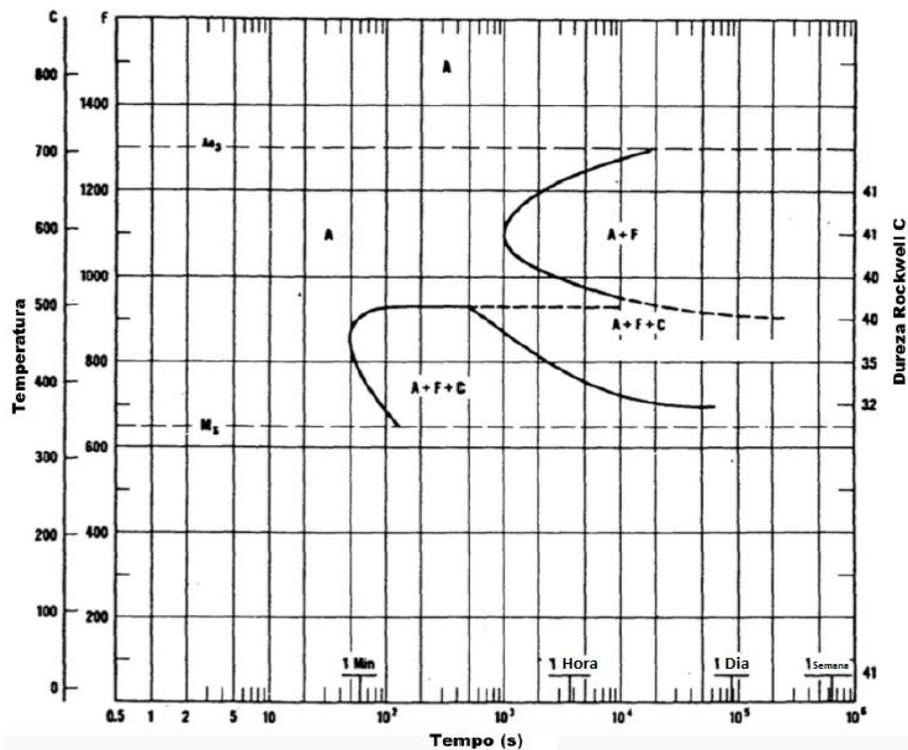
A partir do diagrama CCT da Figura 2 é possível verificar que as transformações de fase que ocorrem entre as temperaturas de 350 e 500 °C, são bastante lentas e por conseguinte, as condições de equilíbrio não são regularmente atingidas. Através do diagrama é possível conferir a presença das fases predominantes em função do tempo e da temperatura de tratamento térmico<sup>[2]</sup>.

Figura 1 – Diagrama de fases binário Fe-Ni.



Fonte: Adaptado de PENSE<sup>[4]</sup>.

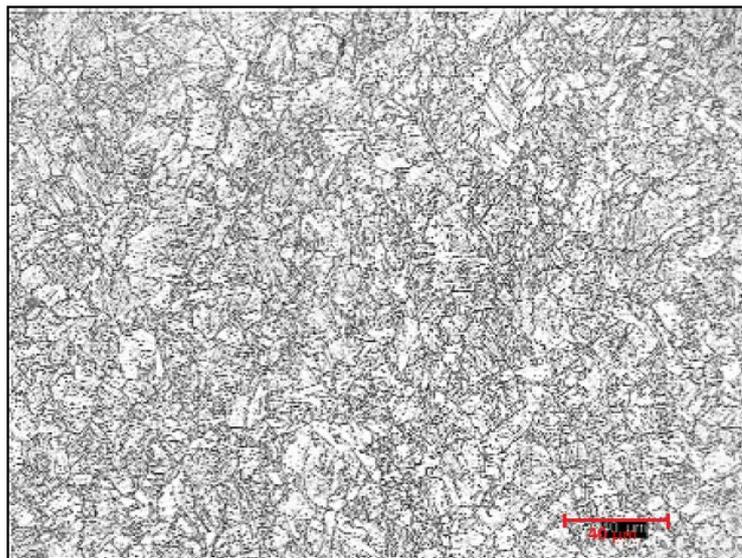
Figura 2 – Diagrama CCT para o aço 9 % Ni.



Fonte: Adaptado de PENSE<sup>[4]</sup>.

Sendo resfriado ao ar a partir do campo de formação da austenita, os aços 9% Ni apresentam uma microestrutura martensítica com a presença de uma pequena quantidade de austenita retida e também apresentam uma quantidade de bainita que tem o seu teor elevado com a redução da velocidade de resfriamento. Dependendo da aplicação essas microestruturas podem ser alteradas através de tratamentos térmicos. Uma microestrutura típica de um aço 9% Ni pode ser observada na Figura 3, tendo como destaque a martensita, em tons mais claros, e alguma austenita e carbonetos em tons mais escuros.

Figura 3 – Microestrutura típica de um aço 9% Ni.



Fonte: Adaptado de TOUSSAINT<sup>[5]</sup>.

Os aços liga que possuem níquel em sua composição química apresentam transição dúctil-frágil, sendo a faixa de transição cada vez menor com o aumento da quantidade de níquel presente. A adição de níquel nas ligas leva a efeitos nas propriedades importantes para as aplicações criogênicas. Fundamentalmente, os fatores que englobam esses efeitos são o tamanho de grão, distribuição de carbonetos ao longo da microestrutura e a retenção da austenita, quando a quantidade de níquel presente é elevada. Outras características importantes do níquel são que ele proporciona um aumento da temperabilidade do aço, inibe a ferrita pro-eutetóide e propicia estruturas martensíticas e bainíticas de maior ductilidade<sup>[2]</sup>.

O níquel, quando se apresenta em de solução sólida, favorece a produção de discordâncias a temperaturas baixas acarretando em um aumento na tenacidade do material. Com o objetivo de manter esse ganho de tenacidade, é necessário que a quantidade de

carbono e nitrogênio como elementos de endurecimento seja reduzida, com o intuito de evitar a fragilidade e adquirir uma boa soldabilidade. No entanto, as propriedades características dessas ligas devem ser obtidas mantendo a quantidade desses elementos em teor suficiente<sup>[2]</sup>.

## 2.2 Tratamentos Térmicos nos aços 9% Ni

Diferentes normas regulamentam os tratamentos térmicos para os aços 9% Ni, dentre elas está a norma ASTM A353<sup>[6]</sup>, em que os aços 9% Ni passam por uma dupla normalização seguido de revenimento. Na primeira normalização o aço é aquecido a 900 °C e depois resfriado ao ar, resultando em uma microestrutura à base de martensita e bainita. Na segunda normalização o aço é aquecido a 790 °C e depois resfriado ao ar, resultando no refino dos grãos de martensita e bainita. O revenimento é feito entre as temperaturas de 565 e 610 °C, o que provoca uma reversão de uma quantidade de aproximadamente 10 a 15% de austenita, que fica em estabilidade tanto por resfriamento ao ar quanto em água<sup>[2]</sup>.

Na norma ASTM A553<sup>[7]</sup>, os aços 9% Ni são aquecidos a 800 °C e depois temperados em água, sendo em seguida revenidos em um intervalo de temperatura que fica entre 565 e 610 °C. Resultando em uma melhoria no limite de escoamento e na tenacidade a -196 °C, quando comparado com os resultados obtidos através da rota de dupla normalização<sup>[2]</sup>.

Já a norma ASTM A333<sup>[8]</sup> engloba diferentes temperaturas de tratamento térmico, dependendo do Grau em que se deseja obter o material<sup>[2]</sup>.

A fragilização por revenimento se apresenta caso haja uma exposição a temperaturas na faixa de 370 a 540 °C por longos períodos de tempo. O efeito de instabilidade da austenita também é observado caso haja tempos de patamar excessivos durante o revenimento, o que leva a uma redução da ductilidade, pois a austenita se decompõe em martensita durante o resfriamento<sup>[2]</sup>.

Depois de revenido, este aço apresenta uma microestrutura na qual uma pequena porcentagem de austenita retida é encontrada entre as agulhas de martensita e ao longo dos contornos de grão da austenita anterior<sup>[1]</sup>. Resfriado ao ar a partir da austenita, apresenta teores de bainita que aumentam à medida que a velocidade de resfriamento é reduzida<sup>[2]</sup>.

É amplamente aceito que a precipitação da austenita pode ter um efeito benéfico para a resistência a temperaturas criogênicas, mas também é reconhecido que somente a presença da austenita é insuficiente para garantir uma boa resistência criogênica<sup>[1]</sup>.

Resultados de pesquisas têm demonstrado que os aços 9% Ni possuem propriedades mecânicas satisfatórias também em juntas soldadas<sup>[9]</sup>, e que mantêm sua tenacidade à fratura a temperaturas criogênicas, tornando-os adequados para tanques de gás natural liquefeito<sup>[10]</sup>. A precipitação da austenita na estrutura martensítica pode mitigar substancialmente o início e a propagação da trinca, melhorando assim a resistência à fratura<sup>[10]</sup>.

### 2.3 Soldagem

O termo “Soldagem” torna-se extensivo a uma diversidade de processos que são utilizados na fabricação e recuperação de peças, equipamentos e estruturas<sup>[11]</sup>. A soldagem é o processo de união de metais mais importante utilizado na indústria e teve seu principal estímulo durante a II Guerra Mundial, como consequência da fabricação de navios e aviões soldados<sup>[12]</sup>. É muito utilizada desde a fabricação de estruturas simples, como portões e grades, às aplicações com grau de responsabilidade elevado, como nas indústria química, petrolífera e nuclear, e também utilizada para a confecção de peças artesanais, joias e outros objetos de arte<sup>[11]</sup>.

De modo simples pode-se dizer que uma peça metálica tem uma quantidade muito grande de átomos que se organizam de determinada forma, tal arranjo é conhecido como estrutura cristalina.

Em tais estruturas os átomos do interior são cercados por vizinhos próximos de maneira a deixar o sistema com uma energia mínima<sup>[11]</sup>, fazendo com que cada átomo esteja em sua condição mínima de energia, ou seja, os átomos tendem a não se ligar com nenhum outro átomo extra. No entanto, na superfície do sólido isso não acontece, pois os átomos da superfície estão ligados a um número menor de vizinhos. Assim eles possuem um nível de energia maior do que os átomos que se encontram no interior da estrutura.

A energia de superfície é passível de diminuição quando os átomos que se encontram na superfície do material se ligam a outros átomos externos. Ou seja, pode-se realizar a soldagem de duas peças ao aproximá-las a uma distância pequena o suficiente para levar à formação de uma ligação permanente. Ação semelhante ocorre ao se colocar em contato dois cubos de gelo<sup>[11]</sup>.

O que priva a possibilidade desse tipo de união é a existência de obstáculos que impedem a real proximidade das superfícies até uma distância suficientemente pequena para que seja mínima a energia do sistema.

Nos materiais metálicos tais obstáculos são variados, podendo-se destacar a rugosidade que mesmo em materiais com a extensão externa muito bem polida, exhibe irregularidades superficiais da ordem de 50 nm de altura, aproximadamente 200 camadas atômicas<sup>[11]</sup>. Tal realidade leva à aproximação efetiva de pouquíssimos pontos, conseqüentemente a quantidade de ligações estabelecidas é diminuta para assegurar qualquer resistência à junta. Outros obstáculos relevantes que são originados rapidamente e que impedem a união dos materiais são as camadas de óxidos, a umidade, gordura, poeira etc.

Dois métodos se destacam na tentativa de subjugar tais obstáculos, dando primórdio aos dois maiores grupos de processos de soldagem. O primeiro tem como causa primária determinante a aplicação de calor em determinada extensão da junta até a fusão do metal base e do metal de adição, por conseguinte as superfícies entre os materiais são suprimidas e após a solidificação do metal a solda é gerada<sup>[11]</sup>.

O segundo tem como base a deformação das superfícies, que leva a uma aproximação dos átomos de maneira a deixar as distâncias entre eles muito pequenas<sup>[11]</sup>. Neste método também pode haver um aquecimento das regiões da junta para proporcionar uma maior facilidade na deformação das extensões de contato, mas os materiais não chegam a sua temperatura de fusão<sup>[11]</sup>.

Um dos processos mais utilizados de soldagem é o processo MIG (Metal Inert Gas)/MAG (Metal Active Gas) ou GMAW (Gas Metal Arc Welding), onde um arco elétrico é gerado entre o metal de base e a ponta de um eletrodo consumível que é continuamente alimentado. O arco elétrico é constantemente protegido por uma atmosfera gasosa que pode ser inerte ou ativa.

O eletrodo é um arame de composição química bem definida e pode ser similar ou dissimilar ao metal de base. Este eletrodo é o próprio metal de adição. Quando o arco elétrico é gerado, seu calor serve tanto para fundir os metais a serem soldados como para fundir o arame eletrodo, fazendo com que o metal fundido do eletrodo seja adicionado à poça de fusão<sup>[11]</sup>.

O gás de proteção que é injetado através da tocha de soldagem, tem a função de proteger as gotas do metal fundido e a poça de fusão, da atmosfera ambiente. Tal proteção impede reações de oxidação que podem levar à geração de defeitos na solda, como porosidade

e fragilização. O gás também interfere nas características do arco elétrico e na forma de transferência metálica, pois tem função ionizante.

A soldagem MIG/MAG pode ser aplicada de duas formas distintas: a soldagem semiautomática, na qual a alimentação do arame é feita de forma mecânica e a tocha é conduzida de maneira manual pelo operador; e a soldagem automatizada, na qual o movimento da tocha é feito por um robô e toda a operação pode ser controlada através de comandos ajustados pelo operador<sup>[11]</sup>.

É um processo simples pois não necessita de operação de remoção de escória e limpeza da solda, assim como não impõe condição de grande habilidade do soldador. É um processo que permite que toda a operação seja mecanizada, podendo aumentar de maneira considerável a produtividade e ser aplicado a uma diversidade de materiais e espessuras. Também pode ser utilizado em diferentes posições devido à possibilidade do controle de transferência metálica. Tais fatores são os que levam o processo MIG/MAG a ser considerado muito versátil<sup>[11]</sup>.

## **2.4 Zona Afetada pelo Calor (ZAC)**

A microestrutura da zona afetada pelo calor é resultante das transformações que ocorrem na estrutura do metal base. Tais mudanças estão ligadas aos ciclos térmicos e deformações que ocorrem durante a soldagem. A Figura 4 apresenta de forma simplificada algumas das principais regiões da ZAC para um único passe de soldagem e a Figura 5 apresenta um diagrama esquemático das regiões da ZAC em função da temperatura de pico atingida. Considera-se a ZAC dos aços como sendo formada por diferentes regiões à medida que se afasta do cordão de solda. As regiões são as seguintes:

Região de granulação grosseira.

Região de granulação fina.

Região intercrítica.

Região subcrítica.

A região de granulação grosseira (ZACGG), também conhecida como região de crescimento de grão, está relacionada com as frações do metal base que foram aquecidas acima da temperatura de crescimento de grão, e se caracteriza pelo grande tamanho de grão



Em aços carbono basicamente dois fatores ditam o tamanho de grão da austenita: um deles sendo a temperatura de crescimento de grão do material, e o outro sendo o ciclo térmico de soldagem, principalmente o tempo de permanência acima da temperatura de crescimento de grão e a sua temperatura de pico<sup>[13]</sup>.

Dependendo do material e da geometria da junta, os ciclos térmicos em uma junta soldada dependem primordialmente da energia de soldagem. Quanto maior for a energia de soldagem, maior será a extensão da região e mais grosseira será a sua granulometria. Para diferentes condições de soldagem, a utilização de aços com maior temperatura de crescimento de grão pode diminuir o crescimento de grão nesta região<sup>[13]</sup>.

Os teores de carbono e de elementos de liga no aço, a velocidade de resfriamento da região de crescimento de grão e o tamanho de grão da austenita, são os fatores que influenciam a microestrutura final resultante da transformação da austenita<sup>[13]</sup>.

A temperabilidade do material e o tamanho médio dos produtos resultantes da sua decomposição aumentam com um maior tamanho de grão da austenita. Assim, para uma determinada velocidade de resfriamento, as condições que causam um maior crescimento de grão da austenita conduzem à formação de uma estrutura final mais grosseira e dura na ZAC<sup>[13]</sup>.

A região de granulação fina (ZAC-GF), também conhecida como região de normalização, está localizada a uma maior distância da linha de fusão do que a região ZAC-GG, e é submetida durante a soldagem, a temperaturas de pico entre a temperatura de crescimento de grão e a temperatura de início de formação da ferrita<sup>[13]</sup>. Também é conhecida como região de reaquecimento supercrítico (ZAC-SC) e região de granulação fina devido ao seu tamanho de grão ser pequeno e fino depois de recristalizado<sup>[3]</sup>.

De forma semelhante aos aços normalizados, esta região se caracteriza por ter uma estrutura de granulação fina. Não é uma região considerada problemática para a maioria dos aços, salvo para aqueles que são temperados e revenidos, pois ela pode manifestar uma maior resistência mecânica quando comparada com o metal base<sup>[13]</sup>.

A região intercrítica (ZAC-IC) é aquecida durante a soldagem a temperaturas entre a temperatura de início de formação da ferrita e a temperatura eutetóide e sofre uma parcial transformação, ou seja, parte de sua estrutura se transfigura em austenita que logo em seguida se decompõe durante o resfriamento. Nos aços com estruturas de ferrita e perlita antes da soldagem, as regiões de perlita e uma porção que pode tomar diferentes valores de ferrita junto a perlita, se transmutam em austenita durante a soldagem<sup>[13]</sup>.

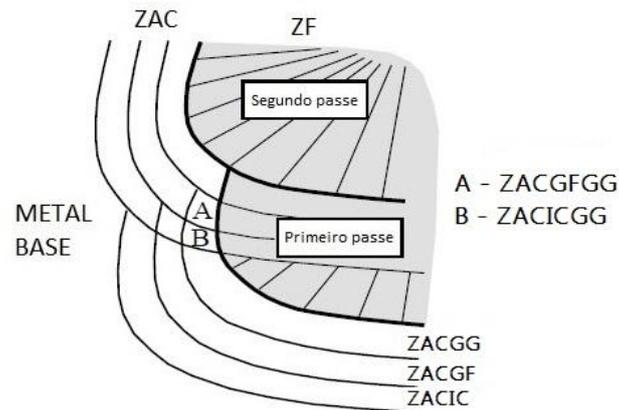
Durante o resfriamento podem se transformar em martensita se a velocidade de resfriamento for satisfatoriamente alta e se estas regiões apresentarem um teor de carbono maior do que o teor médio do aço. Em tais casos essas regiões são formadas por regiões de alta dureza compreendidas entre outras macias<sup>[13]</sup>.

A região subcrítica (ZAC-SB) manifesta poucas alterações microestruturais visíveis ao microscópio fotônico (ótico) em aços normalizados ou laminados a quente. Alterações que se resumem a uma mínima esferoidização da perlita. Já em aços temperados e revenidos, as modificações estruturais são mais significativas pois ocorre um super-revenimento das regiões da ZAC que foram aquecidas acima da temperatura original de tratamento. A região subcrítica apresenta uma diminuição da dureza em relação ao metal base e é mais extensa<sup>[13]</sup>.

Na soldagem multipasses a estrutura da ZAC é um tanto quanto mais complexa devido à influência dos ciclos térmicos de um passe sobre o outro. As partes das diferentes regiões da ZAC de um passe que sofrem influência dos passes posteriores podem ser consideradas como novas sub-regiões da ZAC. Exemplificando, temos que uma parte da ZAC-GG de um passe que é reaquecida a temperaturas que ficam entre a temperatura de início de formação da ferrita e a temperatura de aquecimento intercrítico, forma uma região chamada ZAC-IC/GG.

Dentre as várias regiões de reaquecimento que podem se formar, as mais importantes são aquelas resultantes das alterações da ZAC-GG em uma região de granulação grosseira, ZAC-GG/GG ou ZAC-GG, ou intercrítica, ZAC-IC/GG, devido suas alterações nas propriedades mecânicas da ZAC. Em alguns aços estas regiões podem criar pequenas zonas de baixíssima tenacidade que são conhecidas como Zonas Frágeis Localizadas (LBZ – Local Brittle Zone). A temperatura de pico que está associada ao terceiro ciclo térmico não altera a microestrutura da ZAC de uma forma importante na maioria das situações práticas<sup>[13]</sup>. A Figura 6 apresenta exemplos de sub-regiões da ZAC na soldagem multipasses.

Figura 6 – Exemplo de sub-regiões da ZAC na soldagem multipasses.



Fonte: Adaptado de MODENESI<sup>[13]</sup>.

## 2.5 Austenita

Considerando os aços carbono e dependendo de sua composição química, a fase austenita se constitui de uma solução sólida intersticial de carbono no ferro  $\gamma$ , possui uma estrutura cúbica de face centrada (CFC) e tem sua estabilidade atingida em temperaturas acima de 723 °C. A solubilidade do carbono nessa estrutura é maior pois o ferro possui espaços intersticiais maiores<sup>[14]</sup>.

Fatores importantes que influenciam a formação de novas fases a partir da austenita são: a composição química dos aços, o tamanho de grão da austenita e a homogeneidade da austenita, os quais podem atrasar ou acelerar as transformações<sup>[14]</sup>.

Pela composição química, o carbono e alguns outros elementos adicionados aos aços têm o efeito de deslocar as curvas em “C” para a direita nos diagramas TTT, acarretado pelo atraso na transformação da austenita. A combinação específica de alguns elementos de liga adicionados podem deslocar as curvas de maneira mais expressiva que o carbono, levando a um aumento da facilidade com que se pode obter estruturas martensíticas por meio de resfriamentos menos extremos. O atraso na transformação ocorre devido à lenta difusão desses elementos que inicialmente estão dissolvidos na austenita para permitir a nucleação de outras fases a partir da mesma.

Outro fator que também pode ser alterado pela composição química são as temperaturas de início e fim da transformação da austenita em martensita, e alguns elementos podem levar a uma temperatura de fim de transformação que fique abaixo da temperatura ambiente. Em tal situação, o aço que é submetido a um resfriamento rápido apresenta uma austenita retida à temperatura ambiente, e a conclusão da transformação só irá ocorrer se o aço for resfriado a uma temperatura abaixo da temperatura de fim de transformação<sup>[14]</sup>. No entanto, este não é o único fator que leva à formação da austenita retida. Pode-se citar também casos em que a retenção da austenita ocorre devido a tensões elásticas elevadas entre as últimas placas de martensita que se formaram e que tendem a suprimir o crescimento das placas existentes<sup>[15]</sup>.

Os contornos de grão são regiões primazes para a nucleação e quanto menores forem os grãos de austenita, maior será a área total de contornos disponíveis para a nucleação da nova fase, ou seja, a transformação terá um início mais rápido. Portanto, mais para a esquerda serão deslocadas as curvas em “C”, quanto menor for o tamanho de grão da austenita<sup>[14]</sup>.

Quanto mais homogênea for uma austenita, mais para a direita serão deslocadas as curvas em “C”, pois heterogeneidades como inclusões, carbonetos residuais e regiões com alta densidade de discordâncias em materiais deformados a frio, também são regiões primaciais para a nucleação e aceleram o início da transformação<sup>[14]</sup>.

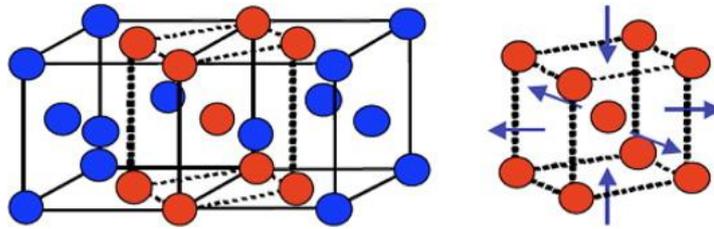
## 2.6 Martensita

De maneira geral esse microconstituente se forma a partir de um resfriamento rápido denominado têmpera, que leva a uma alteração na estrutura cristalina do material e promove um endurecimento e um aumento da resistência mecânica no aço mas também acarreta fragilidade. Como resultado de uma transformação sem difusão da austenita, a martensita possui uma estrutura monofásica metaestável. A difusão não ocorre devido à taxa de resfriamento ser rápida o suficiente para impossibilitar a difusão do carbono. Uma estrutura cheia de discordâncias, maclas e interfaces com austenita está diretamente ligada à energia de deformação que se associa a tal instabilidade<sup>[16]</sup>.

A transformação da martensita ocorre quando uma grande quantidade de átomos se movimentam de maneira ordenada e cooperativa provocando uma pequena mudança de lugar

de cada átomo em relação aos seus vizinhos. Com esse pequeno deslocamento, a austenita, que possui uma estrutura CFC (cúbica de face centrada), transforma-se em martensita, que possui uma estrutura TCC (tetragonal de corpo centrado), como é demonstrado na Figura 7. Como não envolve difusão, a transformação martensítica não depende do tempo mas somente da temperatura.

Figura 7 – Exemplificação da mudança na estrutura cristalina da austenita para martensita.



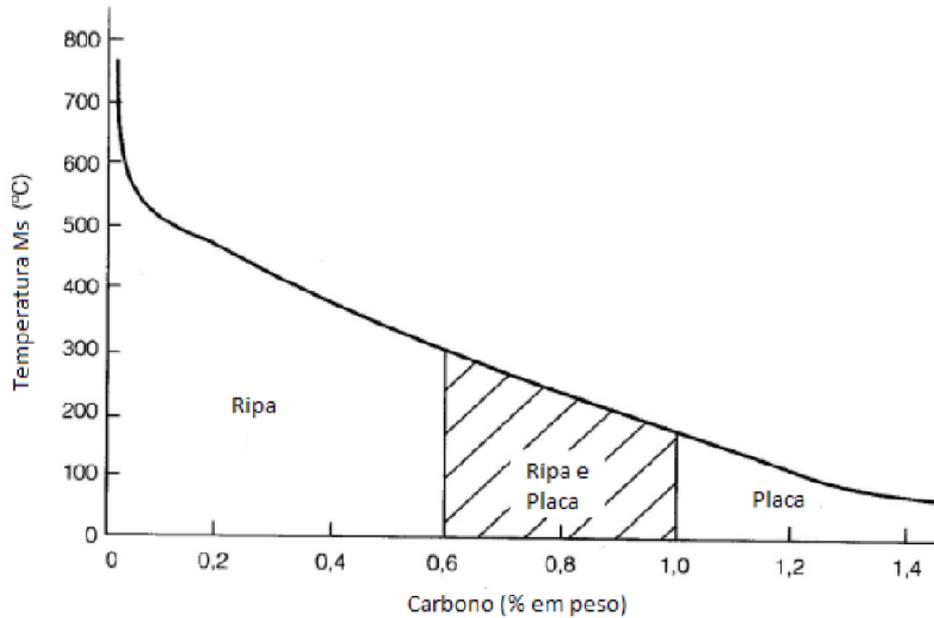
Fonte: KINNEY <sup>[17]</sup>.

Duas temperaturas principais definem a transformação martensítica: uma chamada  $M_s$  ( $s = \text{start}$ ) e uma outra chamada  $M_f$  ( $f = \text{finish}$ ). A temperatura  $M_s$  indica a força termodinâmica necessária para ter início a transformação da austenita em martensita e a temperatura  $M_f$  indica onde essa transformação se completa. As temperaturas  $M_s$  e  $M_f$  podem ter seu valor reduzido devido à presença da maioria dos elementos de liga e da quantidade de carbono. A variação de temperatura e morfologia devido à concentração de carbono é apresentada na Figura 8 <sup>[16]</sup>.

A morfologia se apresenta na forma de ripas ou de agulhas em função da concentração de carbono presente na estrutura. Para os aços que possuem um teor de carbono entre 0,2 - 0,6% a martensita estará na forma de ripas. Se o teor for entre 1,0 - 1,4% a martensita estará na forma de placas. Já entre os valores de 0,6 - 1,0% há uma mistura de ripas e placas <sup>[18]</sup>.

A quantidade de martensita que se forma está diretamente ligada à temperabilidade do aço, que se relaciona de maneira estreita com a composição química e também com os parâmetros do tratamento térmico, como velocidade de resfriamento e temperaturas de austenitização.

Figura 8 – Gráfico da variação de temperatura e morfologia devido à concentração de carbono.



Fonte: VALES<sup>[16]</sup>.

Nos anos de 1930 se desenvolveram os conceitos de temperabilidade e uma grande quantidade de estudos mostrou que um aumento na porcentagem de carbono entre 0,05 e 0,5% em peso, leva a um aumento relativo na dureza da martensita. Esse aumento de dureza se relaciona com a restrição dos movimentos das discordâncias, causada pelos átomos de carbono presentes nos interstícios<sup>[16]</sup>.

## 2.7 Austenitas Retida e Reversa

A transformação da austenita em martensita independe do tempo mas sim do grau de resfriamento abaixo da temperatura Ms, ou seja, após o tratamento de têmpera pode ocorrer a permanência de uma quantidade de austenita que não se transformou. Tal austenita é conhecida como austenita retida.

A austenita retida pode se tornar metaestável com o tempo e posteriormente se transformar durante o trabalho, levando a uma distorção e/ou uma tensão na peça que pode acarretar na formação de trincas.

Para explicar a presença de austenita retida, alguns fenômenos podem ser descritos: a adição de elementos de liga gamagênicos e principalmente o carbono, que

estabilizam a austenita e aumentam a quantidade de energia necessária para ter como consequência a geração do cisalhamento formador da martensita, levando a uma queda nos valores de  $M_s$  e  $M_f$ <sup>[16]</sup>.

Um aumento no tamanho de grão pode ser resultado do aumento da temperatura de austenitização e da maior dissolução de carbono e elementos de liga na rede, que levam a uma diminuição da  $M_s$ . Uma interrupção ou diminuição da velocidade de resfriamento pode levar a um alívio de tensões e possivelmente a uma difusão, assim reduzindo a força motriz necessária para a formação da martensita e causando uma dificuldade na movimentação das interfaces de martensita/austenita, gerando uma redução da  $M_s$ . Também há alguns elementos de liga que promovem a estabilização da austenita como por exemplo: carbono, cobalto, cobre, manganês, níquel, nitrogênio<sup>[16]</sup>.

Já a austenita reversa se forma durante reaquecimentos. Tomando como exemplo as primeiras horas de revenimento a 590 °C, a austenita que se forma no aço 9% Ni é termicamente estável e de forma razoável mecanicamente estável. Esta austenita é pequena e atômica coerente com as ripas de martensita que a cercam a uma distância de aproximadamente 100 Å. A alta qualidade dessa interface sugere que as energias de correspondência atômica na interface austenita/martensita são responsáveis pela orientação de Kurdjumov-Sachs da austenita precipitada em relação às ripas da martensita circundante. Essa interface permanece imperturbada a baixas temperaturas e a contração térmica diferencial deixa a austenita em estado de tensão à temperatura ambiente<sup>[1]</sup>.

A austenita inicialmente mantém uma concentração constante de carbono de pouco mais de 0,5% enquanto cresce, e serve como um redutor para o carbono. Uma recuperação dos defeitos na estrutura da martensita também ocorre durante as primeiras horas de revenimento. Após cerca de 10 horas de revenimento, o teor de carbono da martensita é reduzido para o seu limite de solubilidade perto de zero e as partículas de austenita não são supridas com mais carbono à medida que se tornam maiores. A concentração de carbono da austenita é reduzida e a mesma perde estabilidade com mais tempo de revenimento. A redução na temperatura  $M_s$  da austenita precipitada é de aproximadamente 500 °C para cada redução adicional de 1% na concentração de carbono. Portanto, uma redução na concentração de carbono da austenita de 0,2 a 0,3% durante as primeiras 81 horas de revenido, torna-se muito pequena para considerar totalmente a perda observada de estabilidade da austenita durante o revenimento. Além disso, a crescente concentração de níquel na austenita durante o revenimento é uma fonte de estabilidade da mesma que também deve ser superada<sup>[1]</sup>.

Em um material revenido por cerca de 100 horas, a interface austenita/martensita começa a perder a coerência e algumas partículas de austenita começam a se transformar. Embora a nucleação de transformação de partículas de austenita possa ser promovida pela perda de coerência da interface, a perda de coerência da interface é uma consequência da transformação de outras partículas de austenita<sup>[1]</sup>.

As partículas de austenita se formam nas bordas das ripas de martensita e nos contornos de grão da austenita anterior somente porque estes são locais de baixa energia para nucleação heterogênea. Às vezes os precipitados se formam nos contornos de grão porque solutos se difundem até o contorno do grão mais próximo por um mecanismo de difusão em massa, e são rapidamente transportados para a partícula de precipitado em crescimento por um mecanismo de difusão de contorno de grão<sup>[19]</sup>.

Mudanças na concentração de Ni da austenita precipitada são uma consequência das mudanças na concentração de C da austenita. O carbono é um elemento que sofre difusão rápida, então a 590 °C a distribuição de carbono na austenita e na martensita é capaz de satisfazer os requisitos de equilíbrio químico. No entanto, após cerca de 10 horas de revenimento, essencialmente todo o carbono é segregado da martensita supersaturada inicial até a austenita. Uma vez que as partículas de austenita continuem a crescer, elas devem fazê-lo com uma concentração reduzida de carbono e o crescimento contínuo das partículas de austenita requer uma progressividade maior na segregação de Ni.

## **2.8 Martensita Revenida**

O revenido é um processo de aquecimento de um aço martensítico em uma determinada temperatura durante um determinado período de tempo. Esse tratamento térmico leva à formação da martensita revenida por meio de processos de difusão e é muito utilizado para gerar um aumento na tenacidade e/ou uma diminuição da dureza do material. Normalmente é realizado em temperaturas entre 250 e 600 °C e pode ter as tensões internas aliviadas em temperaturas tão baixas quanto 200 °C.

O supersaturamento de carbono na martensita leva a uma precipitação de carbonetos durante o revenimento e tem sua natureza dependendo da temperatura de revenimento e da composição química da liga.

Durante a primeira etapa do revenimento ocorre a precipitação de um carboneto metaestável que é denominado  $\epsilon$ . A transformação da austenita retida em ferrita e cementita sucede na segunda etapa e o carboneto  $\epsilon$  se transforma em cementita na terceira etapa<sup>[16]</sup>.

A martensita e a austenita retida são as fases que compõem a martensita revenida junto com os carbonetos. Sua microestrutura é formada por partículas muito pequenas e distribuídas de maneira uniforme de cementita, ficando compactadas no interior da matriz ferrítica<sup>[18]</sup>.

A ductilidade e a tenacidade da martensita revenida são significativamente melhoradas após a têmpera, quando comparadas com a martensita, ficando quase tão dura e resistente. Isso pode ser explicado pela grande quantidade de partículas finas de cementita que levam a um grande número de contornos com a fase ferrita. A matriz ferrítica é reforçada pela dura cementita na extensão dos contornos que funcionam como barreiras para a movimentação das discordâncias durante a deformação plástica. A melhora da ductilidade e da tenacidade da martensita revenida advém da grande ductilidade e da relativa tenacidade da fase ferrita<sup>[16]</sup>.

Em baixas temperaturas de revenimento a austenita retida pode vir a se transformar em bainita. Em um resfriamento ulterior da temperatura de revenimento até à temperatura ambiente, ainda pode ocorrer a transformação da austenita retida em martensita devido à perda de carbono da austenita que leva a um aumento na temperatura  $M_s$ , conduzindo à possibilidade de que tal transformação ocorra. Disso resulta a necessidade de se realizar em aços com alta quantidade de austenita retida, mais de um revenimento. A estabilização da austenita ao ocorrer em um tempo de atraso entre a têmpera e o revenido, é um problema adicional pois dificulta a transformação da austenita em martensita<sup>[20]</sup>.

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1 Materiais

- Politriz Struers LaboPol-25<sup>®</sup>;
- Lixas d'água com granulometria variando de 80 à 1200 mesh;
- Pastas de diamante Teclago<sup>®</sup> de variação de 6 µm à 1/4 µm;
- Metabissulfito de sódio;
- Ácido pícrico;
- Água destilada;
- Etanol puro;
- Microscópio Eletrônico de Varredura de modelo MEV FEI Quanta 250<sup>®</sup>;
- Software SVRNA<sup>®</sup>;
- Software Statsoft Statistica 12<sup>®</sup>.

#### 3.2 Métodos

##### 3.2.1 Etapa 1: Preparação das Amostras

Foram preparadas três amostras que diferiam entre si na energia de soldagem utilizada em cada uma. As energias eram as de 0,7 kJ/mm, 1,5 kJ/mm e 2,5 kJ/mm. As energias foram alteradas apenas pela alteração da velocidade de soldagem, os parâmetros foram todos iguais.

A fim de se identificar de forma clara as microestruturas presentes no material, as amostras foram submetidas à preparação metalográfica na qual foram utilizadas as lixas d'água com granulometria de 80, 120, 220, 320, 400, 600 e 1200 mesh sucessivamente, para acabamento da superfície das amostras com uma rotação aproximada de 300 rpm e com refrigeração constante.

A cada troca de lixa as amostras foram rotacionadas em 90°, passando-se para uma lixa com menor tamanho de grão abrasivo. Essa mudança somente era realizada quando a superfície observada se apresentava completamente isenta de riscos gerados pelo procedimento anterior de lixamento. Nesta etapa, a cada interrupção do lixamento para uma verificação da qualidade da superfície, a limpeza das amostras foi realizada com água corrente, álcool etílico e secagem com jato de ar quente.

Após o lixamento seguiu-se para a etapa de polimento da superfície das amostras, o qual foi realizado na Politriz Struers LaboPol-25<sup>®</sup>, ilustrada na Figura 9, em rotação que variou entre 150 e 250 rpm, por meio da utilização de panos de polimento adequados e de pastas de diamante Teclago<sup>®</sup> de 6 µm, 3 µm, 1 µm e 1/4 µm, com controle de umidade intervalado. Nesta etapa, a limpeza das amostras foi feita com água corrente, álcool etílico e secagem com jato de ar quente.

### 3.2.2 Etapa 2: Ataque Químico

Seguiu-se com o ataque químico, realizado a partir do que foi estabelecido por Júlio César<sup>[21]</sup>, o qual foi realizado com Lepera Modificado, ilustrado na Figura 10. Feito a partir da mistura de uma solução A, composta com 1,0g de metabissulfito de sódio em 100 ml de água destilada; e uma solução B, composta com 4,0g de ácido pícrico em 100 ml de etanol puro. A mistura realizada na proporção de 1:2, sendo 1 da solução A para 2 da solução B. O ataque foi efetivado por aproximadamente 20 segundos.

Figura 9 – Ilustração da Politriz Struers LaboPol-25<sup>®</sup>.



Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 10 – Ilustração do ataque de Lepera Modificado.



Fonte: Elaborada pelo autor

### 3.2.3 Etapa 3: Análise Microscópica

Após o ataque químico, as amostras foram levadas para análise em um microscópio eletrônico de varredura de modelo MEV FEI Quanta 250<sup>®</sup>, ilustrado na Figura 11, com um aumento aproximado de 7000x. Foram obtidas aproximadamente 35 imagens para cada região.

Figura 11 – Ilustração do microscópio eletrônico de varredura de modelo MEV FEI Quanta 250<sup>®</sup>.



Fonte: Elaborada pelo autor.

#### **3.2.4 Etapa 4: Quantificação de Fases**

A quantificação da fase austenita foi realizada por meio do software SVRNA<sup>®</sup>. As quantificações foram realizadas em duas regiões da ZAC: na região de granulação grosseira (ZAC-GG) e na região intercrítica (ZAC-IC) para a altura do acabamento, e nas ZAC-GG/GG e ZAC-IC/GG nas alturas de enchimento e raiz. Cada uma das três amostras foi analisada em três alturas diferentes da soldagem multipasses: na altura do passe de raiz, na secção dos passes de enchimento e no passe de acabamento.

#### **3.2.5 Etapa 5: Análise Estatística**

Com base nos resultados obtidos na etapa de Quantificação de Fases foi realizada uma análise estatística da variância (ANOVA), para avaliar o efeito estatístico da energia de soldagem sobre a quantidade de austenita presente na ZAC. Esta etapa foi realizada através do software Statsoft Statistica 12<sup>®</sup>, e foi estabelecido um intervalo de confiança de 0,95.

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1 Resultados da Análise em Microscopia Eletrônica de Varredura

Na microestrutura observada prevaleceram a martensita e a austenita. A martensita, que se apresentou em forma de ripas ou placas, está em tons de cinza, enquanto a austenita, que se destaca com uma coloração branca, teve sua forma dependendo da região da ZAC e da energia utilizada, apresentando-se em forma de ripas alongadas ou em uma forma mais aglomerada e arredondada.

Algumas das imagens obtidas em MEV e algumas das imagens segmentadas para realização da quantificação podem ser observadas a seguir:

#### 4.1.1 ZAC-GG dos Acabamentos

Na Figura 12 são apresentadas as regiões ZAC-GG dos acabamentos para as três energias de soldagem e em tais regiões se observa que há uma semelhança na forma em que a austenita e a martensita se apresentam. A martensita ficou na forma de ripas e placas com a austenita ficando, em sua maioria, retida nos contornos das placas de martensita. A quantidade de austenita se mantém semelhante nas energias de 0,7 e 1,5 kJ/mm e diminui visivelmente na energia de 2,5 kJ/mm.

A quantidade de carbonetos dentro das placas de martensita também muda bastante na energia de 2,5 kJ/mm. É identificável que o número de pontos destacados como carbonetos ficou menor mas estão com um maior volume.

#### 4.1.2 ZAC-IC dos Acabamentos

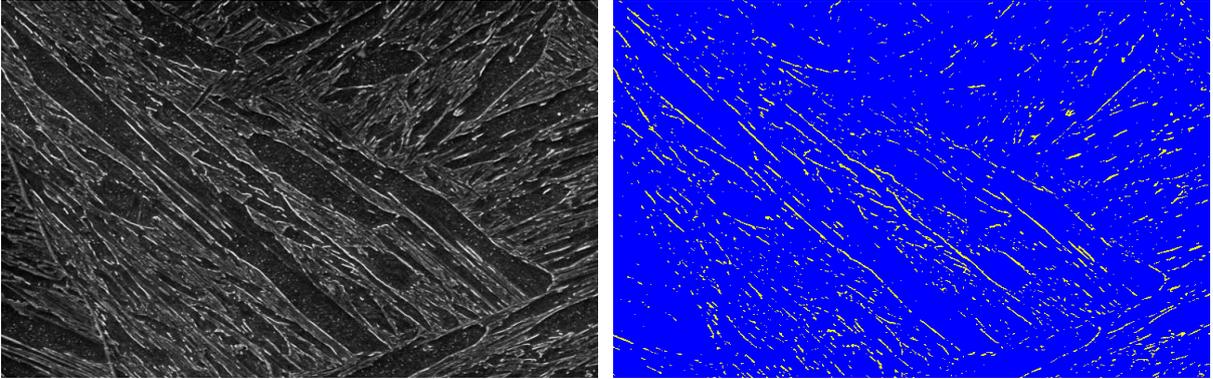
Na Figura 13 são apresentadas as regiões ZAC-IC dos acabamentos para as três energias de soldagem e se observa que a austenita ficou retida principalmente nos contornos de grão da austenita anterior. Na energia de 0,7 kJ/mm ela se apresenta em forma de grãos mais finos, na energia de 1,5 kJ/mm a austenita se apresenta em glóbulos de maior volume e na energia de 2,5 kJ/mm também em glóbulos com volume superior aos da energia de 0,7 kJ/mm, mas em uma quantidade inferior à da energia de 1,5 kJ/mm.

A martensita se apresenta principalmente na forma de placas nas três energias mas tendo uma estrutura mais refinada na primeira energia em questão e grãos maiores nas

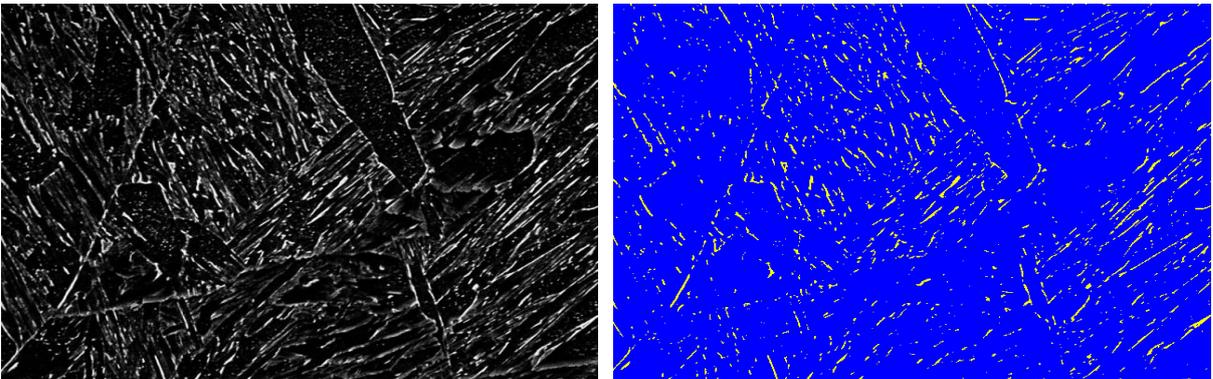
energias seguintes. Já os carbonetos se mostram com um maior volume na energia de 1,5 kJ/mm e mais refinado nas outras duas energias.

Figura 12 – Imagens em MEV e segmentadas para quantificação da austenita em soldagem multipasses na região da ZAC-GG para os passes de acabamento. a) 0,7 kJ/mm; b) 1,5 kJ/mm; c) 2,5 kJ/mm. Ataque: Lepera Modificado.

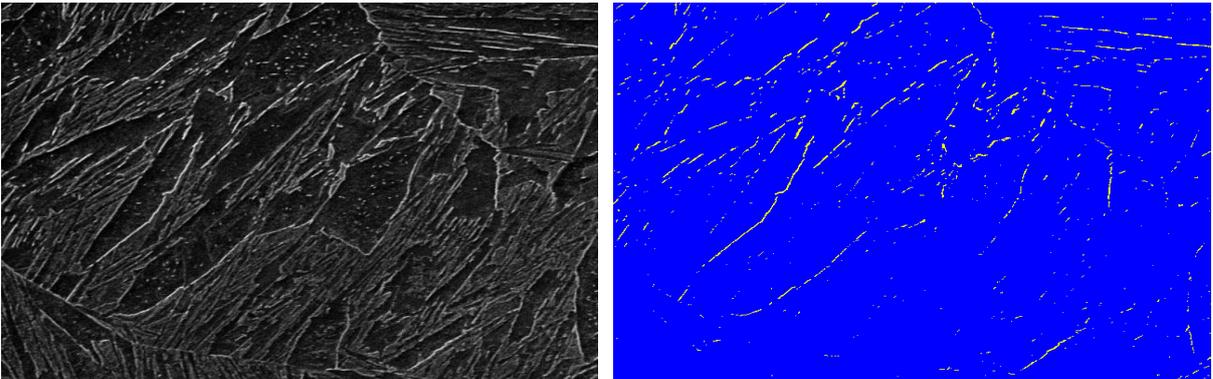
a)



b)



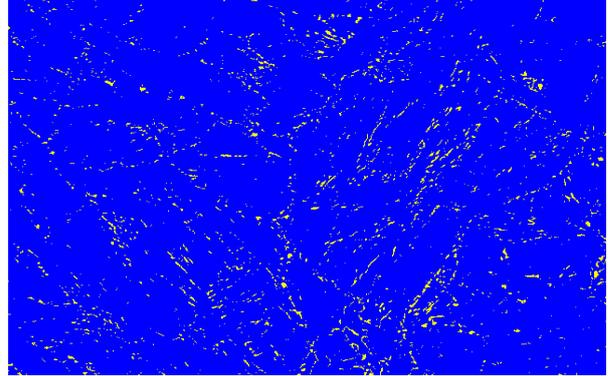
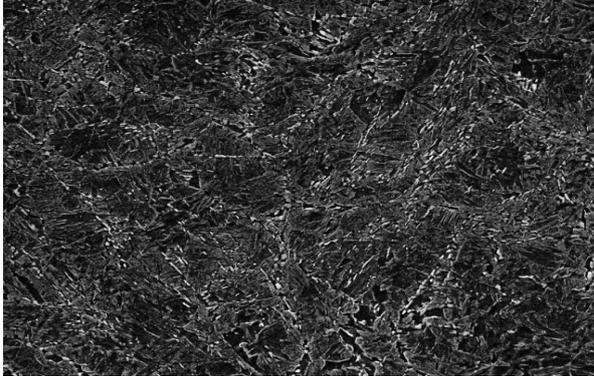
c)



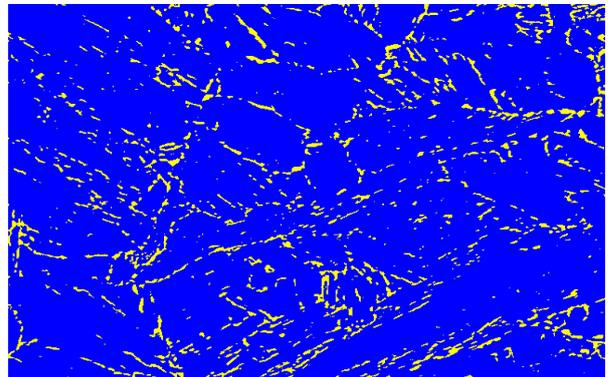
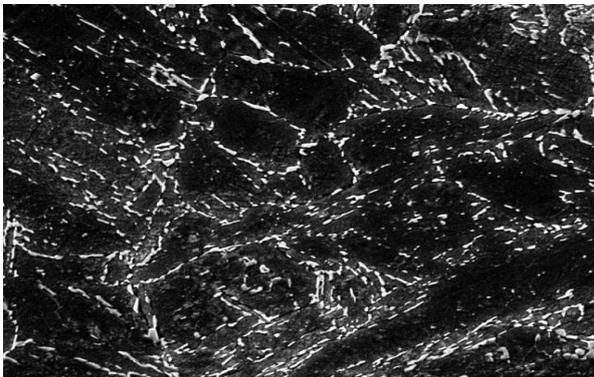
Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 13 – Imagens em MEV e segmentadas para quantificação da austenita em soldagem multipasses na região da ZAC-IC para os passes de acabamento. a) 0,7 kJ/mm; b) 1,5 kJ/mm; c) 2,5 k/mm J. Ataque: Lepera Modificado.

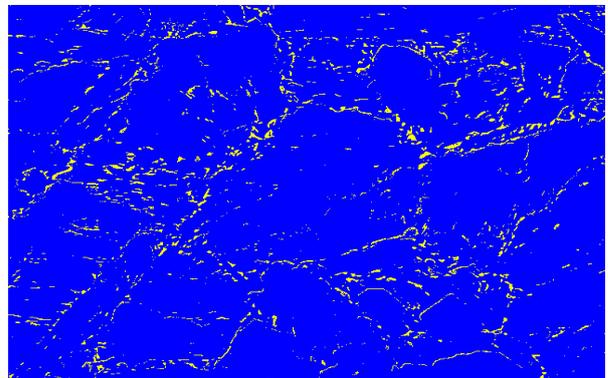
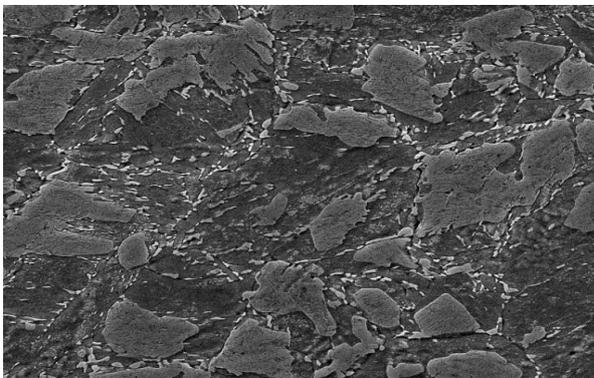
a)



b)



c)



Fonte: Elaborada pelo autor.

### **4.1.3 ZAC-GG/GG dos Enchimentos**

Na Figura 14 são apresentadas as regiões ZAC-GG/GG dos enchimentos para as três energias de soldagem e na energia de 0,7 kJ/mm a austenita se encontra distribuída de maneira uniforme e bastante refinada, retendo-se principalmente nos contornos de grão, enquanto a martensita se apresenta em forma de placas e agulhas. Na energia de 2,5 kJ/mm a austenita e a martensita se apresentam de forma semelhante ao apresentado na energia de 0,7 kJ/mm. Na energia de 1,5 kJ/mm a austenita ficou com um maior volume, o que levou a uma maior quantidade quando comparada com as outras energias, tendo uma distribuição também uniforme e com uma martensita na forma de placas e agulhas.

Assim como a austenita, os carbonetos se apresentaram de maneira mais refinada nas energias de 0,7 e 2,5 kJ/mm, e com um maior volume na energia de 1,5 kJ/mm.

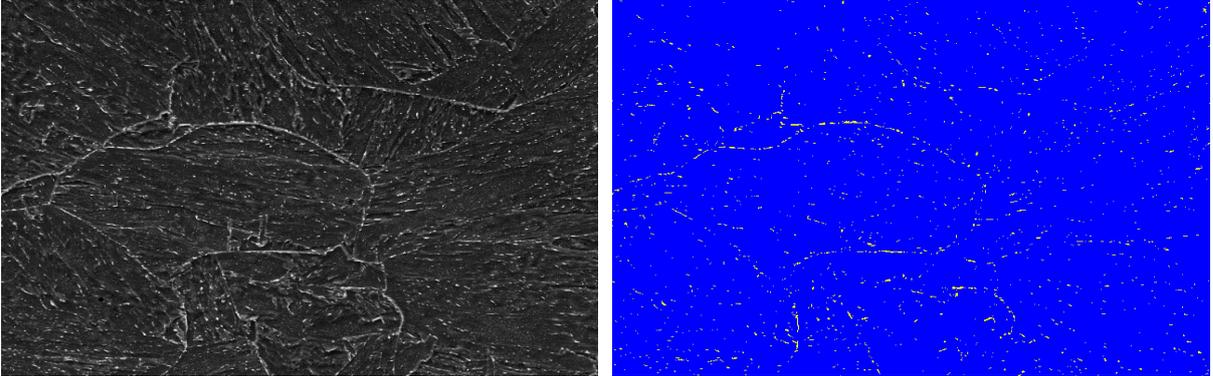
### **4.1.4 ZAC-IC/GG dos Enchimentos**

Na Figura 15 são apresentadas as regiões ZAC-IC/GG dos enchimentos para as três energias de soldagem e na energia de 0,7 kJ/mm a austenita se apresentou de maneira variada: em alguns locais bem refinada e em outras regiões com um maior volume, mas com esse aspecto distribuído e se repetindo uniformemente. A martensita se mostrou na forma de placas e agulhas.

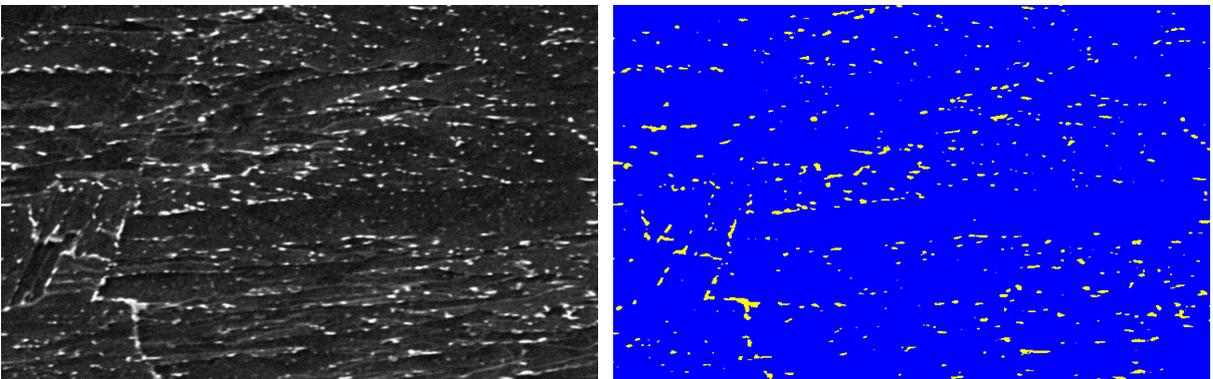
Na energia de 2,5 kJ/mm a austenita ficou com um volume superior ao da energia de 0,7 kJ/mm e teve a sua retenção preferencialmente na mesma direção das agulhas de martensita, que foi a principal forma com que esta se apresentou, tendo uma distribuição uniforme. E na energia de 1,5 kJ/mm a austenita teve um volume ainda maior e ficou retida principalmente nos contornos das placas de martensita.

Figura 14 – Imagens em MEV e segmentadas para quantificação da austenita em soldagem multipasses. Sobreposição da ZAC-GG sobre a ZAC-GG do passe anterior para os passes de enchimento. a) 0,7 kJ/mm; b) 1,5 kJ/mm; c) 2,5 kJ/mm. Ataque: Lepera Modificado.

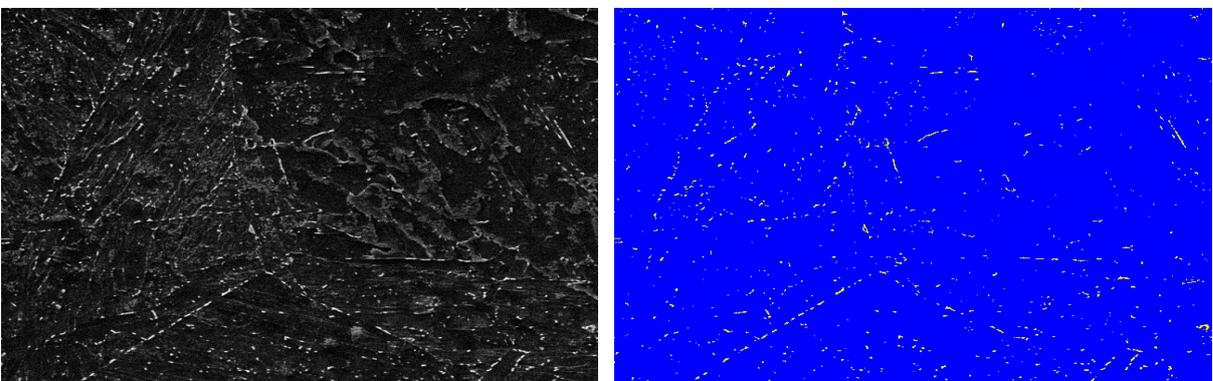
a)



b)



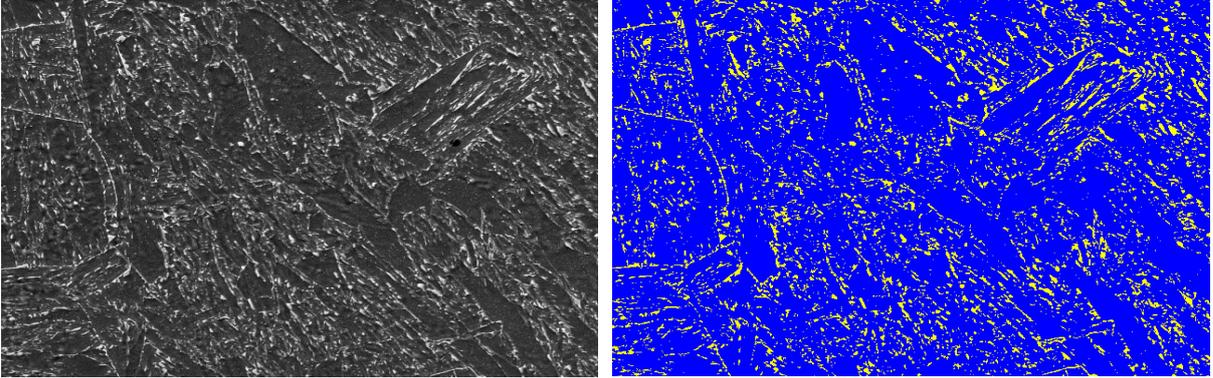
c)



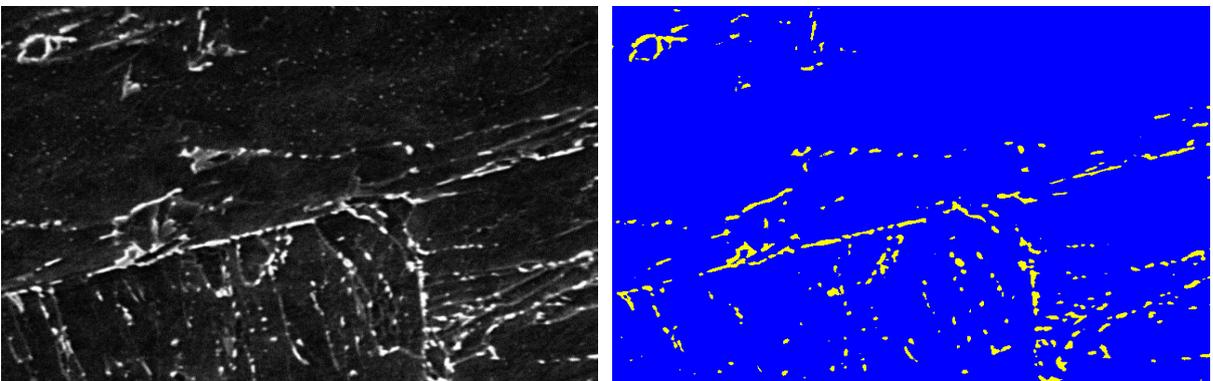
Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 15 – Imagens em MEV e segmentadas para quantificação da austenita em soldagem multipasses. Sobreposição da ZAC-IC sobre a ZAC-GG do passe anterior para os passes de enchimento. a) 0,7 kJ/mm; b) 1,5 kJ/mm; c) 2,5 kJ/mm. Ataque: Lepera Modificado.

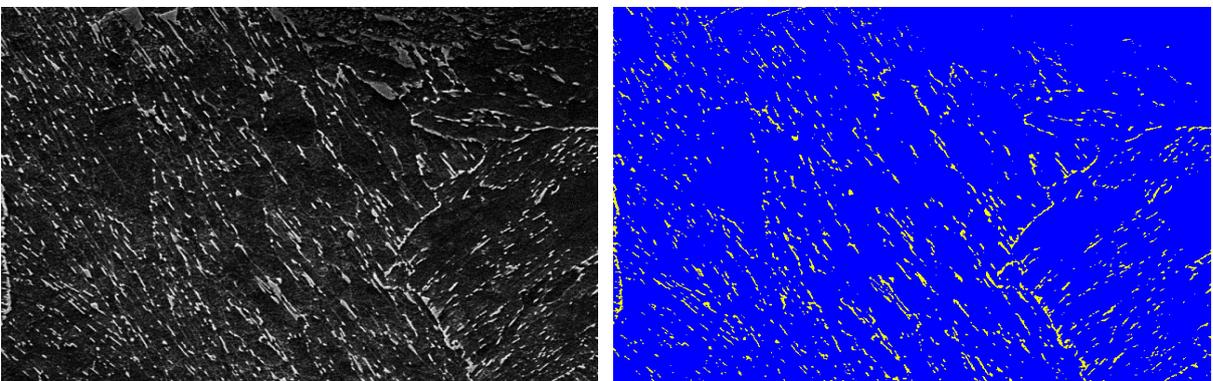
a)



b)



c)



Fonte: Elaborada pelo autor.

#### **4.1.5 ZAC-GG/GG das Raízes**

Na Figura 16 são apresentadas as regiões ZAC-GG/GG das raízes para as três energias de soldagem e nas energias de 0,7 e 2,5 kJ/mm a austenita se mostrou bem refinada quando comparada com a energia de 1,5 kJ/mm, tendo um refinamento superior na energia de 2,5 kJ/mm mas com uma distribuição uniforme em ambos os casos. Na primeira energia com uma direção preferencial de crescimento semelhante a das agulhas de martensita e na maior energia a austenita se reteve principalmente nos contornos.

No caso da energia de 1,5 kJ/mm a austenita se formou com um volume maior mas de maneira uniforme e em uma quantidade visivelmente menor do que na energia de 0,7 kJ/mm.

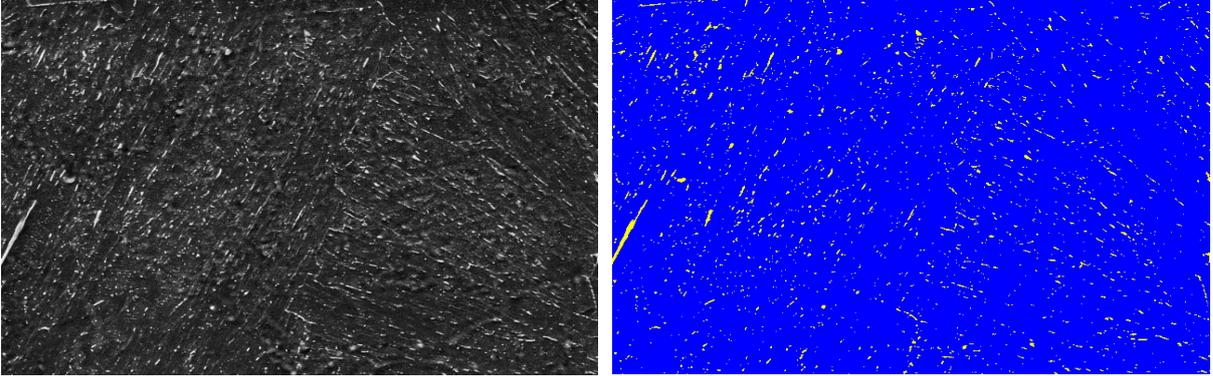
#### **4.1.6 ZAC-IC/GG das Raízes**

Na Figura 17 são apresentadas as regiões ZAC-IC/GG das raízes para as três energias de soldagem e na energia de 0,7 kJ/mm a austenita se apresentou com grande volume chegando a formar alguns glóbulos e tendo seu crescimento preferencial na mesma direção das agulhas de martensita, mas com uma uniformidade na sua distribuição. Também é possível observar a formação de algumas placas de martensita. Para a energia de 1,5 kJ/mm a austenita se apresentou também com um grande volume e distribuição uniforme.

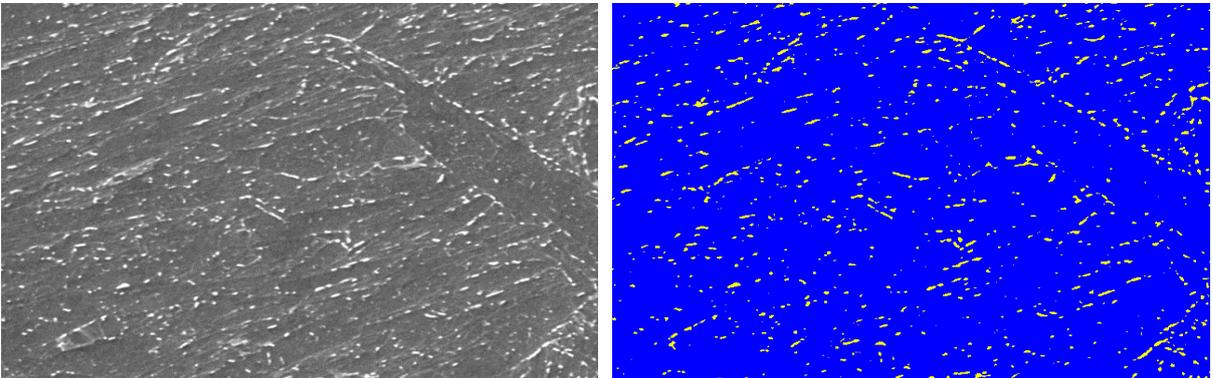
Na energia de 2,5 kJ/mm a austenita se mostrou de forma refinada e tendo seu crescimento preferencialmente na mesma direção das agulhas de martensita e com a formação de alguns pequenos glóbulos, mas mantendo uma uniformidade.

Figura 16 – Imagens em MEV e segmentadas para quantificação da austenita em soldagem multipasses. Sobreposição da ZAC-GG sobre a ZAC-GG do passe anterior para os passes de raiz. a) 0,7 kJ/mm; b) 1,5 kJ/mm; c) 2,5 kJ/mm. Ataque: Lepera Modificado.

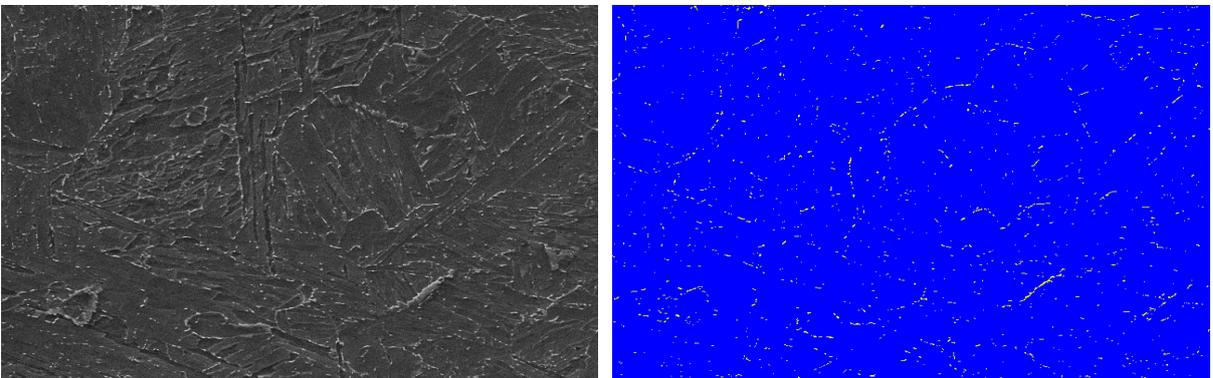
a)



b)



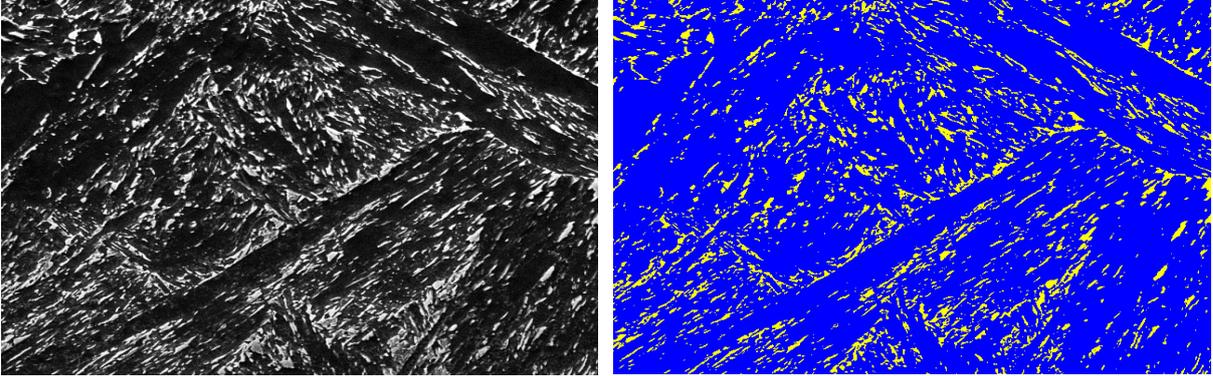
c)



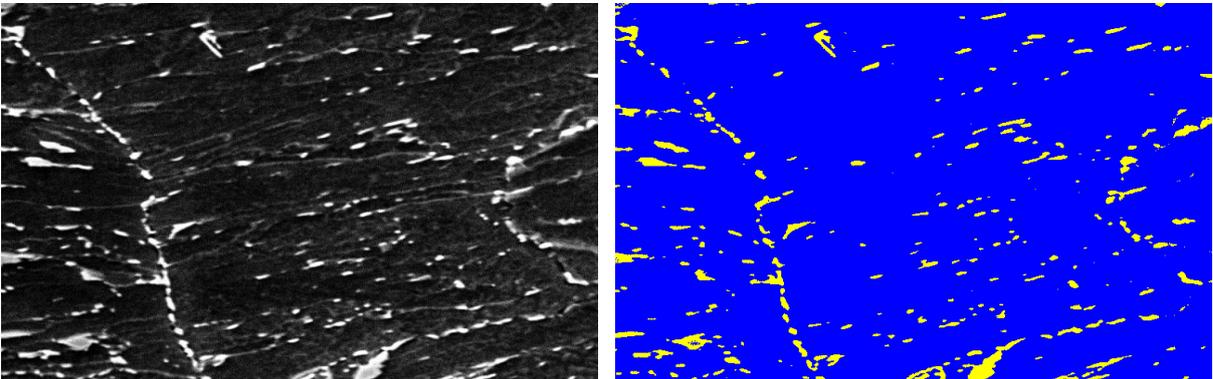
Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 17 – Imagens em MEV e segmentadas para quantificação da austenita em soldagem multipasses. Sobreposição da ZAC-IC sobre a ZAC-GG do passe anterior para os passes de raiz. a) 0,7 kJ/mm; b) 1,5 kJ/mm; c) 2,5 kJ/mm. Ataque: Lepera Modificado.

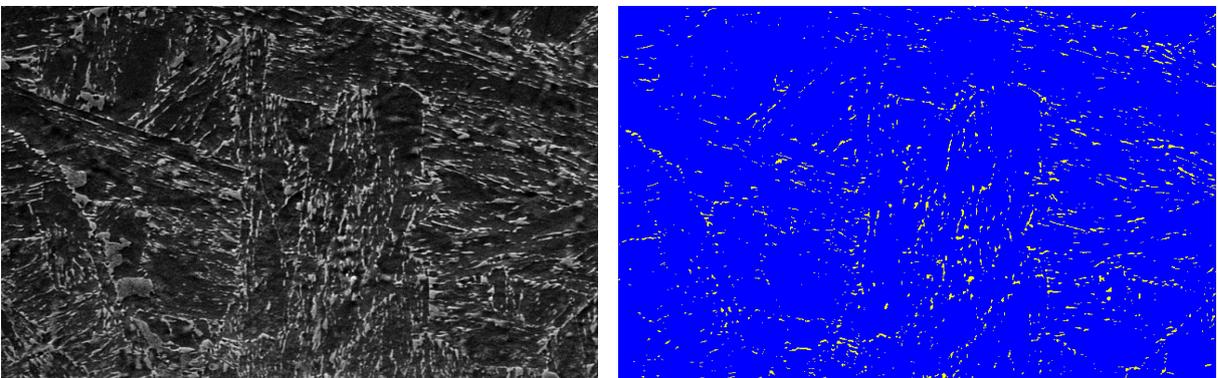
a)



b)



c)



Fonte: Elaborada pelo autor.

## 4.2 Resultados Estatísticos da Análise de Variância das Quantificações de Fase

Foi realizada a quantificação da fase austenita para diferentes energias de soldagem e a partir dos valores obtidos nas quantificações, diversos gráficos comparativos foram construídos. As comparações realizadas foram entre as diferentes energias de soldagem e entre as diferentes regiões da ZAC, o que possibilitou a análise da quantidade de austenita presente em cada região da ZAC, para cada uma das três alturas de uma soldagem multipasses e para cada uma das três energias diferentes que foram utilizadas na etapa de soldagem.

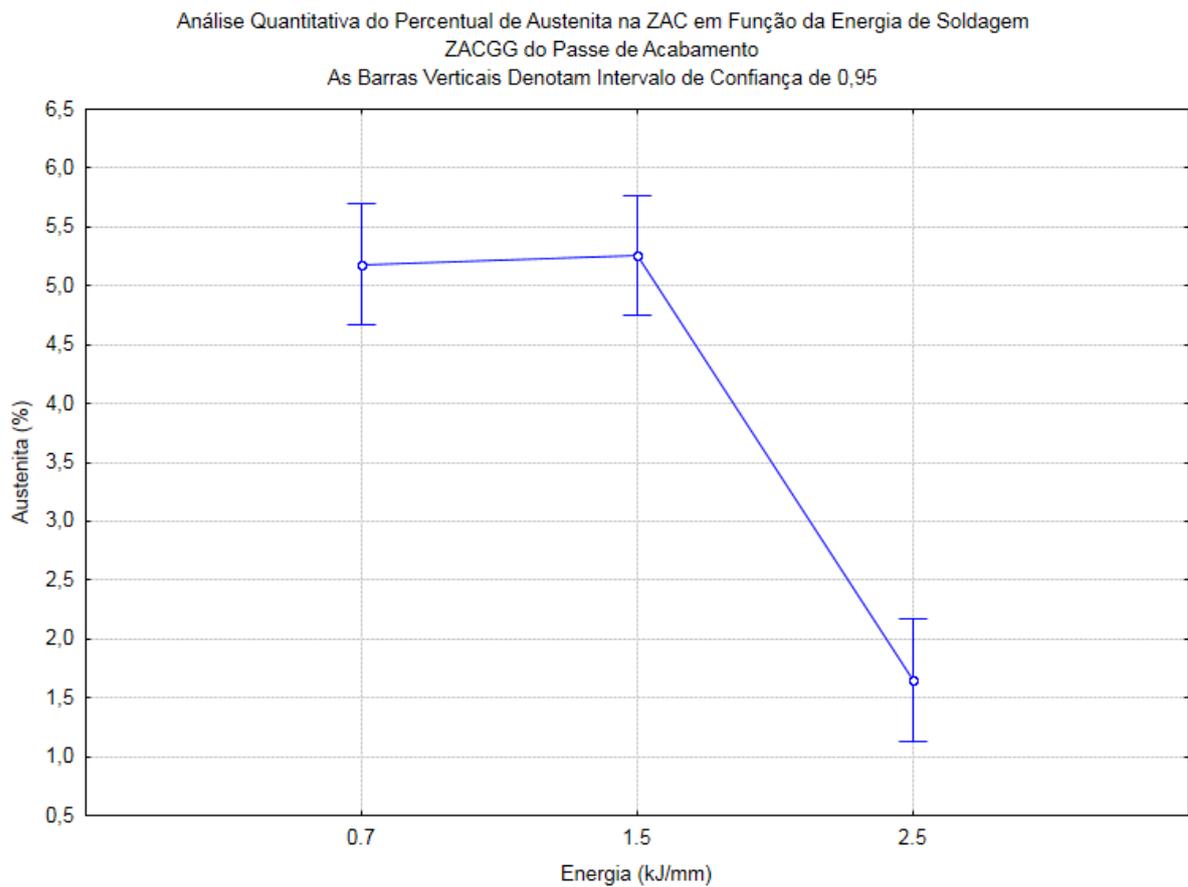
Os gráficos obtidos foram os seguintes:

- ZAC-GG das três energias para o passe de acabamento, apresentado na Figura 18;
- ZAC-IC das três energias para o passe de acabamento, apresentado na Figura 19;
- ZAC-GG/GG das três energias para os passes de enchimento, apresentado na Figura 20;
- ZAC-IC/GG das três energias para os passes de enchimento, apresentado na Figura 21;
- ZAC-GG/GG das três energias para o passe de raiz, apresentado na Figura 22;
- ZAC-IC/GG das três energias para o passe de raiz, apresentado na Figura 23.

#### 4.2.1 ZAC-GG dos Acabamentos

A Figura 18 apresenta a análise de variância dos valores obtidos das quantidades de austenita presente na ZAC de granulação grosseira do passe de acabamento, para cada uma das três energias de soldagem utilizadas. É observável que a quantidade de austenita se manteve relativamente semelhante, entre os valores de 4,5 e 6% de austenita, para as energias de 0,7 e 1,5 kJ/mm. Já para a energia de 2,5 kJ/mm houve uma queda abrupta e seus valores ficaram entre 1,0 e 2,5% de austenita.

Figura 18 – Gráfico da análise do percentual de austenita para soldagem multipasses na região da ZAC-GG para o passe de acabamento.

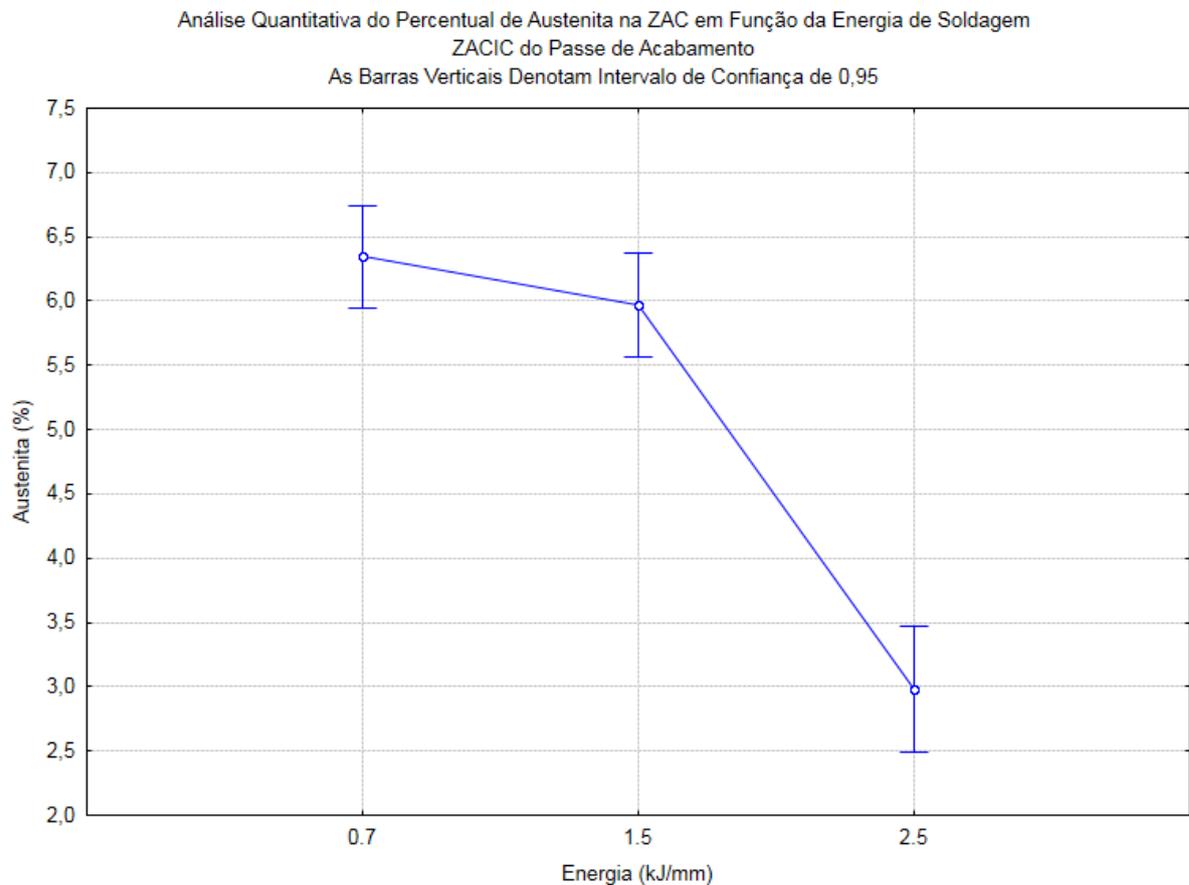


Fonte: Elaborada pelo autor.

#### 4.2.2 ZAC-IC dos Acabamentos

A Figura 19 apresenta a análise de variância dos valores obtidos das quantidades de austenita presente na ZAC intercrítica do passe de acabamento, para cada uma das três energias de soldagem utilizadas. É observável que a quantidade de austenita sofreu uma leve queda na energia de 1,5 kJ/mm, na qual as quantidades ficaram entre 5,5 e 6,5% de austenita, se comparada com a energia de 0,7 kJ/mm que teve seus valores na faixa entre 5,5 e 7%. Já para a energia de 2,5 kJ/mm houve uma queda abrupta e seus valores ficaram entre 2,5 e 3,5% de austenita.

Figura 19 – Gráfico da análise do percentual de austenita para soldagem multipasses na região da ZAC-IC para o passe de acabamento.

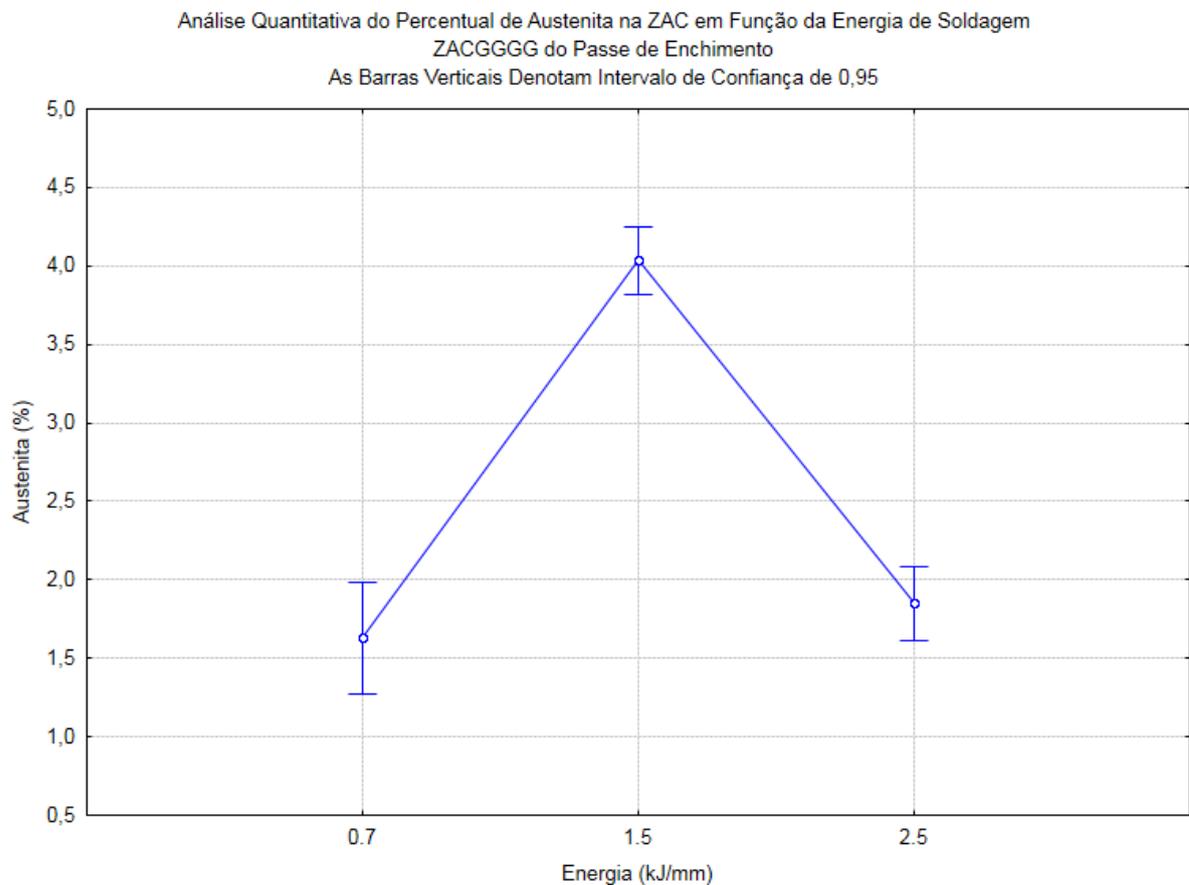


Fonte: Elaborada pelo autor.

### 4.2.3 ZAC-GG/GG dos Enchimentos

A Figura 20 apresenta a análise de variância dos valores obtidos das quantidades de austenita presente na ZAC de granulação grosseira que foi reaquescida pela ZAC de grão grosso do passe posterior, para a região do passe de enchimento, para cada uma das três energias de soldagem utilizadas. É observável que a quantidade de austenita se manteve relativamente semelhante, com os valores de 1,0 a 2,0% de austenita para a energia de 0,7 kJ/mm e os valores de 1,5 a 2,5% de austenita para a energia de 2,5 kJ/mm. Já para a energia de 1,5 kJ/mm houve uma subida abrupta e seus valores ficaram entre 3,5 e 4,5% de austenita.

Figura 20 – Gráfico da análise do percentual de austenita para soldagem multipasses. Sobreposição da ZAC-GG sobre a ZAC-GG do passe anterior para os passes de enchimento.

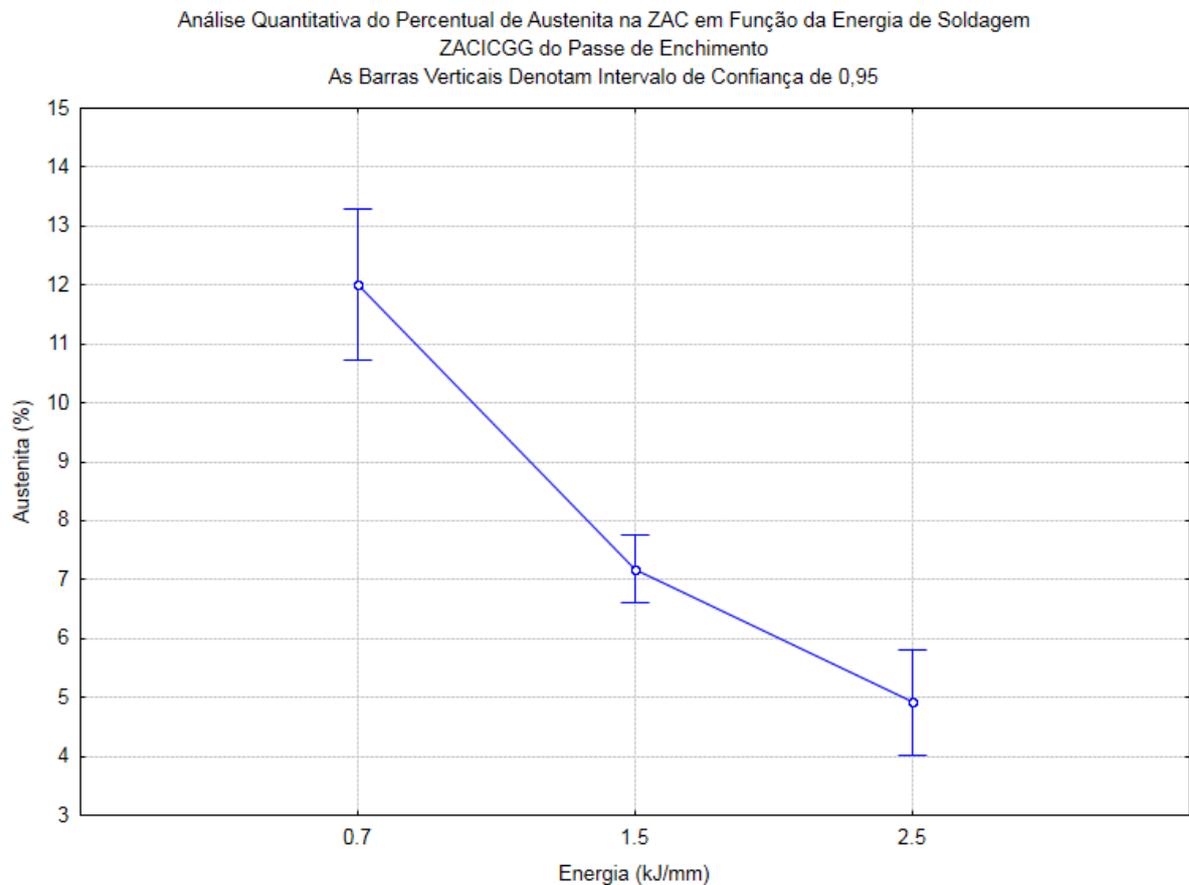


Fonte: Elaborada pelo autor.

#### 4.2.4 ZAC-IC/GG dos Enchimentos

A Figura 21 apresenta a análise de variância dos valores obtidos das quantidades de austenita presente na ZAC intercrítica que foi reaquescida pela ZAC de grão grosso do passe posterior, para a região do passe de enchimento, para cada uma das três energias de soldagem utilizadas. É observável que houve uma queda sequenciada dos valores de austenita. Para a energia de 0,7 kJ/mm os valores ficaram entre 10 e 14%, para a energia de 1,5 kJ/mm os valores ficaram entre 6 e 8% e para a energia de 2,5 kJ/mm os valores ficaram entre 4 e 6% de austenita.

Figura 21 – Gráfico da análise do percentual de austenita para soldagem multipasses. Sobreposição da ZAC-IC sobre a ZAC-GG do passe anterior para os passes de enchimento.

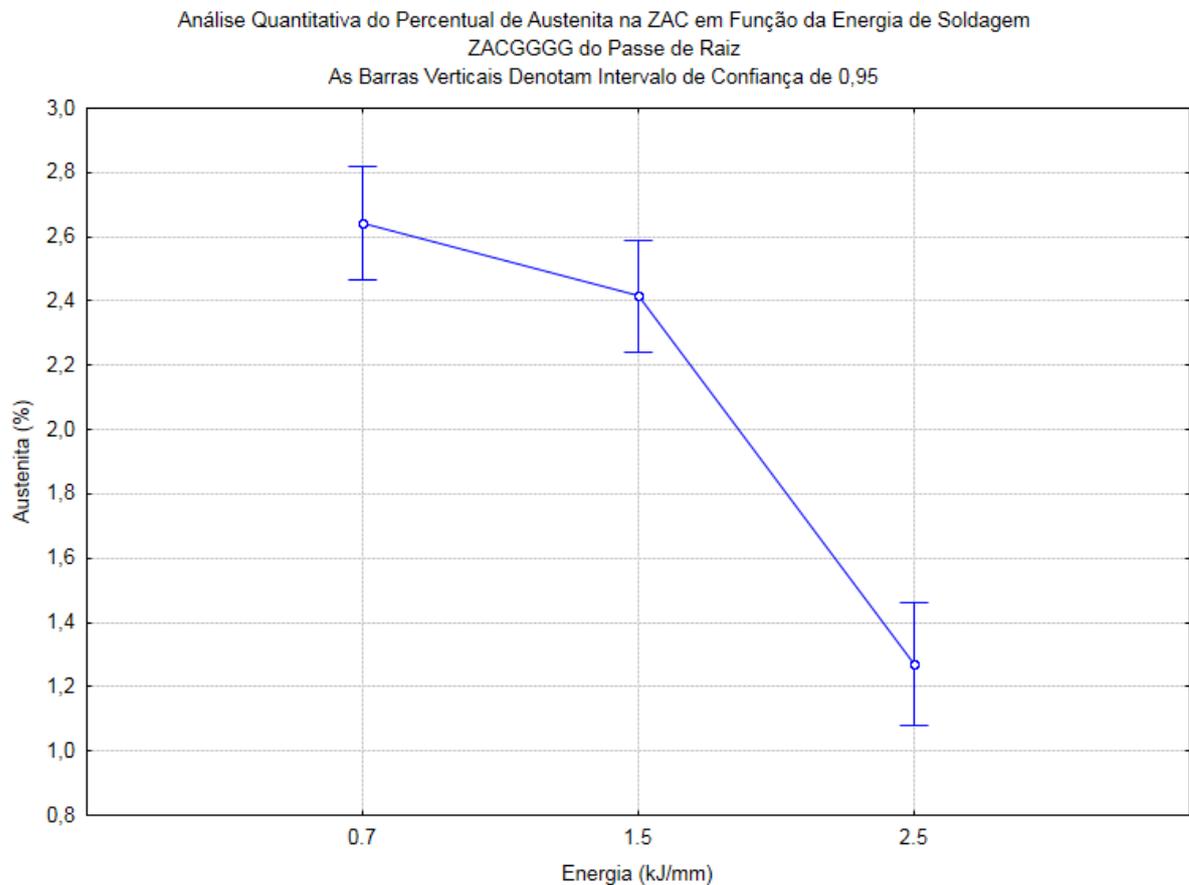


Fonte: Elaborada pelo autor.

#### 4.2.5 ZAC-GG/GG das Raízes

A Figura 22 apresenta a análise de variância dos valores obtidos das quantidades de austenita presente na ZAC de granulação grosseira que foi reauecida pela ZAC de grão grosso do passe posterior, para a região do passe de raiz, para cada uma das três energias de soldagem utilizadas. É observável que a quantidade de austenita sofreu uma leve queda da energia de 0,7 kJ/mm, na qual as quantidades ficaram entre 2,4 e 3,0% de austenita, para a energia de 1,5 kJ/mm que teve seus valores na faixa de 2,2 a 2,6%. Já para a energia de 2,5 kJ/mm houve uma queda abrupta e seus valores ficaram entre 1,0 e 1,6% de austenita.

Figura 22 – Gráfico da análise do percentual de austenita para soldagem multipasses. Sobreposição da ZAC-GG sobre a ZAC-GG do passe anterior para os passes de raiz.

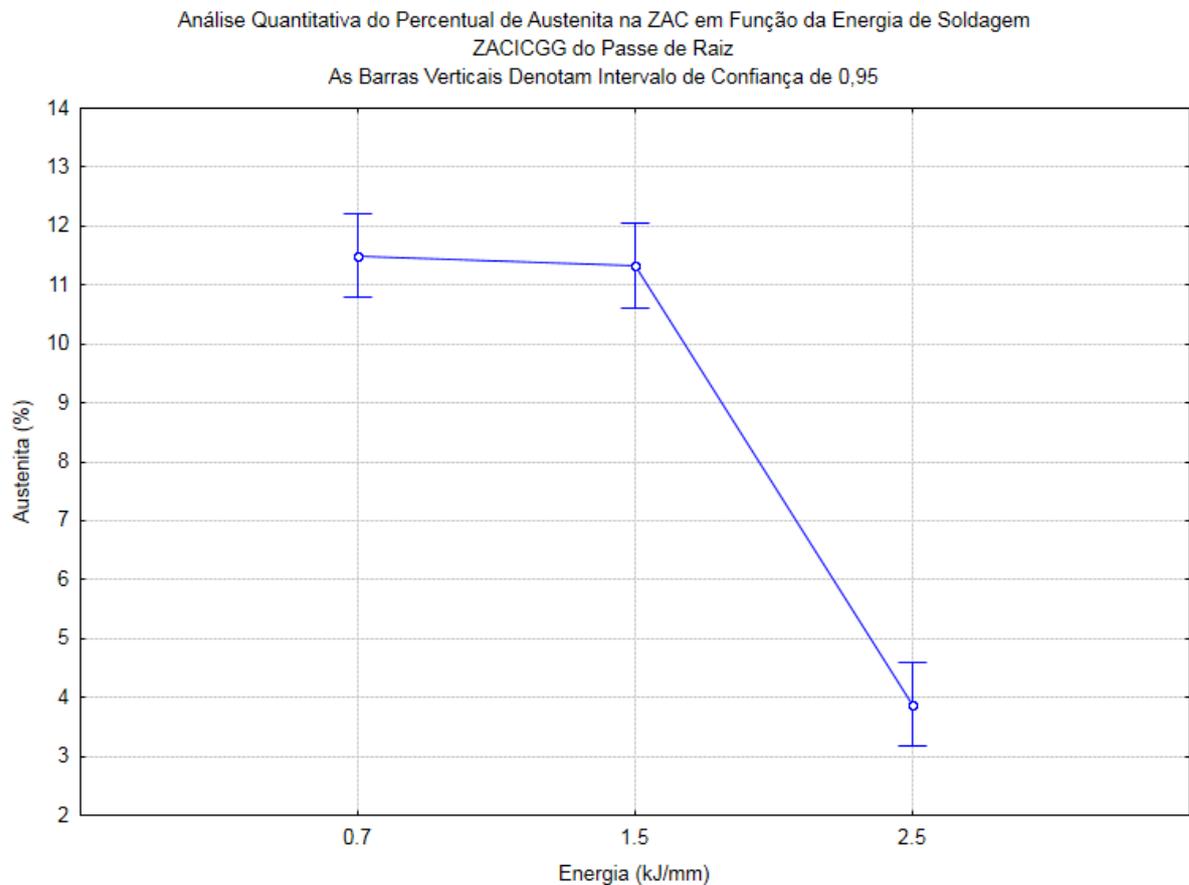


Fonte: Elaborada pelo autor.

#### 4.2.6 ZAC-IC/GG das Raízes

A Figura 23 apresenta a análise de variância dos valores obtidos das quantidades de austenita presente na ZAC intercrítica que foi reaquescida pela ZAC de grão grosso do passe posterior, para a região do passe de raiz, para cada uma das três energias de soldagem utilizadas. É observável que a quantidade de austenita sofreu uma leve queda da energia de 0,7 kJ/mm, na qual as quantidades ficaram entre 10 e 13% de austenita, para a energia de 1,5 kJ/mm que teve seus valores na faixa de 10 a 12%. Já para a energia de 2,5 kJ/mm houve uma queda abrupta e seus valores ficaram entre 3,0 e 5,0% de austenita.

Figura 23 – Gráfico da análise do percentual de austenita para soldagem multipasses. Sobreposição da ZAC-IC sobre a ZAC-GG do passe anterior para os passes de raiz.



Fonte: Elaborada pelo autor.

## 4.3 Discussão

### 4.3.1 Austenita Retida

No início, antes do processo de soldagem, praticamente todo o material é martensítico, mas com austenita reversa e alguns carbonetos. Durante a soldagem ocorre o aquecimento em temperaturas elevadas o suficiente para causar a austenitização do material. Em seguida, enquanto ocorre o resfriamento, há a transformação da austenita em martensita. No entanto, algumas regiões podem não conseguir se transformar em martensita e ocorre a formação de uma austenita retida, que se apresenta com uma morfologia lamelar ou alongada, nas ZAC-GG e ZAC-GG/GG, pois se formam entre as ripas e os pacotes de martensita.

O aumento da energia de soldagem promove uma diminuição da velocidade de resfriamento, o que propicia um maior tempo de permanência do material em alta temperatura. Considerando que a difusividade dos elementos de liga é fortemente dependente da temperatura, é provável que este maior tempo de permanência em alta temperatura favoreça uma distribuição mais homogênea da composição química no interior da austenita em alta temperatura, especialmente nas regiões de ZAC-GG. Essa maior homogeneidade da austenita pode favorecer a transformação martensítica, pois há maior temperabilidade e o grão consegue se transformar mais em martensita.

Uma austenita mais heterogênea do ponto de vista de composição química, apresenta-se quando dentro de um mesmo grão de austenita existem regiões mais ricas em carbono, níquel e outros elementos, junto com outras regiões menos ricas desses mesmos elementos. Havendo uma austenita mais heterogênea quimicamente, as regiões que são mais ricas tendem a ter uma temperabilidade maior do que as regiões menos ricas. Contudo, essas regiões podem estar excessivamente ricas a ponto de se encontrarem supersaturadas desses elementos químicos, o que leva a uma dificuldade de transformação, ou seja, ocorre uma retenção da austenita e uma tendência em manter a uma pequena distância dentro do grão, um volume maior de austenita retida.

Com o aumento da energia de soldagem está a temperabilidade do material sendo favorecida pois a velocidade de resfriamento diminui e o grão cresce, a difusividade dos elementos de liga é favorecida e a homogeneidade da austenita é melhorada, aumentando assim a temperabilidade. Com a ampliação da temperabilidade ocorre a produção de mais martensita.

Jae-il Jang e Jang-Bog Ju<sup>[3]</sup> apontam que a variação da quantidade de carbono pode ser explicada pela diferença na temperatura máxima durante o segundo ciclo térmico. Ilhas de austenita enriquecidas apenas em carbono são formadas no lugar de austenita normal durante o rápido reaquecimento no segundo ciclo térmico. Quando o pico de temperatura do segundo ciclo térmico é entre  $AC_1$  e  $AC_3$ , como no caso da ZAC-IC/GG, a concentração de carbono nas ilhas de austenita é muito maior do que na matriz. Quando o pico de temperatura do segundo ciclo térmico é acima de  $AC_3$ , como no caso da ZAC-GF/GG, as ilhas de austenita se formam com áreas de alto teor de carbono tal como os contornos de grão da austenita prévia de onde os átomos de carbono se difundem, mas isso pode não ocorrer porque a temperatura e o tempo não são suficientes para proporcionar a mobilidade necessária. Os autores citam ainda que quando o pico de temperatura do segundo ciclo térmico é acima da temperatura de crescimento de grão, como no caso da ZAC-GG/GG inalterada, as ilhas de austenita crescem e ao mesmo tempo a microestrutura martensítica da matriz também se transforma em austenita. Então, a redifusão de carbono das ilhas de austenita para a matriz faz o teor médio de carbono nas ilhas de austenita da ZAC-GG inalterada, menores do que na ZAC-GF<sup>[3]</sup>.

Assim, com o aumento da energia de soldagem, ocorre o aumento da homogeneidade de composição química dentro da austenita. Isso significa que ocorre um efeito de quanto mais tempo se passa na temperatura de austenitização, mais homogênea fica a composição química da austenita, levando à formação de mais martensita e menos austenita, justificando a inclinação decrescente dos gráficos de ANOVA.

A austenita tende a ficar mais homogênea com o seu crescimento e sua homogeneização faz com que sua temperabilidade aumente. Se houver um grão mais heterogêneo devido a não dissolução completa e a não homogeneização da composição química, em uma velocidade maior de resfriamento haverá a formação de zonas com composições diferentes e terá início a formação de martensita. Isso ocasionará um efeito de difusão de curto alcance que faz com que as ripas ou os blocos de martensita tendam a eliminar ou segregar alguma quantidade de carbono e níquel, possibilitando que o material mude localmente a sua composição e estabilize a austenita que se encontra nessa região.

Haverá duas fases: uma rica e outra pobre, para uma mesma quantidade de elemento no material, significando uma diferença de composição que está associada a maior redistribuição do níquel, fazendo com que haja formação de menos austenita com menor concentração de níquel. Haverá mais níquel na austenita de baixa energia e menos níquel na

austenita de alta energia, conseqüentemente, mais níquel na martensita de alta energia e menos níquel na martensita de baixa energia.

#### 4.3.2 Austenita Reversa

Já a obtenção da austenita reversa ocorre pelo processo de revenimento em temperaturas acima da temperatura de início da formação da austenita no aquecimento. A austenita reversa está ligada ao mecanismo de difusão e, conseqüentemente, possui uma composição química diferente da austenita retida. Enriquecida com níquel, carbono e nitrogênio, a austenita reversa se mantém estável durante o resfriamento sendo mantida na microestrutura do material<sup>[22]</sup>.

Fultz e Morris<sup>[23]</sup> observam que o aumento da concentração de níquel na austenita durante o revenimento é uma fonte de estabilidade da austenita que é facilmente superado por outros efeitos de estabilidade<sup>[23]</sup>.

Zhao e Wang<sup>[24]</sup> afirmam que a transformação da austenita reversa no processo de revenimento exibe dois picos no intervalo da temperatura de austenitização, indicando que a transformação reversa da austenita acontece em alguns estágios. No primeiro estágio a reaustenitização inicia próximo dos 577 °C e termina em 703 °C, enquanto no segundo estágio a reação começa por volta de 718 °C e termina em 727 °C. A redistribuição dos elementos de liga ocorre durante o aquecimento intercrítico a 680 °C e as agulhas de martensita ricas em elementos de liga começam a se transformar em austenita a baixas temperaturas ( $AC_1$ ) no subsequente revenimento<sup>[24]</sup>. Tais efeitos vão ao encontro do que foi obtido nos resultados estatísticos, a quantidade de austenita diminui com o aumento da energia, mas é maior na ZAC-IC/GG dos passes de enchimento e raiz .

Yue-hui Yang e Qing-wu Cai<sup>[25]</sup> mostram que uma baixa temperatura de têmpera pode promover a precipitação de austenita reversa durante o revenimento subsequente, pois os grãos finos de austenita e os pacotes de martensita fornecem mais sítios de nucleação para a austenita reversa. Grãos mais finos também indicam uma maior densidade de contornos de grão de alto ângulo, que são caminhos pelos quais a difusão é favorecida e ocorre mais facilmente, especialmente a difusão do carbono. Uma alta temperatura de revenimento também pode promover a precipitação de austenita reversa porque os elementos estabilizadores de austenita têm uma maior difusividade em alta temperatura de revenimento<sup>[25]</sup>.

Ambos também demonstram que enquanto é mantida a temperatura intercrítica, o níquel pode segregar rapidamente para dentro da austenita por causa da sua alta difusividade. Embora a austenita se transforme em martensita no resfriamento, uma temperatura  $AC_1$  menor é obtida devido ao alto conteúdo de Ni na martensita recém formada, de modo que ela pode se transformar em austenita antes do processo de revenimento. Assim, uma austenita reversa com maior estabilidade pode ser obtida com um tempo de revenimento mais curto. Simultaneamente, a segregação do Ni também pode levar à aglomeração de austenita reversa em algumas áreas<sup>[25]</sup>.

A difusividade do Ni na austenita é bem pequena a 590 °C, então a concentração de Ni na austenita não será homogênea, ou seja, um gradiente de concentração de Ni na austenita é esperado. Os centros das partículas que se formaram enquanto a concentração de carbono na austenita era maior, têm a menor concentração de Ni. Os exteriores das partículas que se formaram enquanto a concentração de carbono era menor, têm a maior concentração de Ni. Fultz e Morris acreditam que este perfil de concentração de Ni é uma evidência convincente de que a concentração de Ni na austenita aumenta com o tempo de revenimento. Este perfil de concentração de Ni traz uma consequência interessante para a transformação das partículas maiores de austenita pois com suas concentrações reduzidas de Ni, os centros das partículas de austenita serão as primeiras regiões a sofrerem a transformação martensítica<sup>[23]</sup>.

## 5 CONCLUSÃO

Com base nos resultados experimentais obtidos nesse trabalho, referente à quantidade de austenita na ZAC do aço 9% Ni soldado com diferentes níveis de energia de soldagem, foi possível concluir que:

- A formação de austenita retida medida na ZAC-GG do passe de acabamento em função da energia de soldagem diminuiu com o aumento da energia utilizada.
- O aumento da energia de soldagem levou a um aumento da difusão nos passes de enchimento e raiz, levando a um processo de revenimento e facilitando a formação de austenita reversa.
- A quantidade de austenita formada na ZAC-GG reaquecida pelo efeito do ciclo térmico do passe posterior chegou a um valor médio de 2,48%.
- Com base nos resultados estatísticos pode-se concluir que a energia de soldagem tem um efeito significativo sobre a formação da quantidade de austenita da ZAC.

## **6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS**

- Avaliar o efeito das diferentes energias de soldagem nos tamanhos de grão da austenita.
- Avaliar os efeitos das diferentes quantidades de austenita presente na ZAC nas propriedades mecânicas do material para cada uma das energias de soldagem.
- Avaliar os efeitos das diferentes quantidades de austenita presente na ZAC nas propriedades mecânicas do material para cada uma das três alturas de uma soldagem multipasses: acabamento, enchimento e raiz.

## 7 REFERÊNCIAS

1. FULTZ, B.; KIM, J. I.; KIM, Y. H.; KIM, H. J.; FIOR, G. O.; MORRIS JR, J. W. **The Stability of Precipitated Austenite and the Toughness of 9Ni Steel.** Metallurgical Transactions, v. 16A, p. 2237-2249, 1985.
2. DE SÁ; J. S. **Estudo de Resistência a Corrosão e Fragilização por Hidrogênio em Aço 9% Ni.** 2015. 57 f. Engenharia Metalúrgica, Escola Politécnica, Universidade Federal do Rio de Janeiro, 2015.
3. JANG, J.-I.; JU, J.-B.; LEE, B.-W.; KWON, D.; KIM, W.-S. **Effects of Microstructural Change on Fracture Characteristics in Coarse-Grained Heat-Affected Zones of QLT-Processed 9%Ni Steel.** Materials Science and Engineering, v. A340, p. 68-79, 2003.
4. PENSE, A. W.; STOUT, R. D. **Fracture Toughness and Related Characteristics of the Cryogenic Nickel Steels.** The International Nickel Company, 2013.
5. TOUSSAINT, P.; PILLOT. S.; CHAUVY, C. **Challenges, Properties, and Features of 9% Nickel Steel Plates for LNG Storage and Transport: Towards Ultra-Large Designs.** Poster PO-20. 9 f.
6. ASTM - American Society for Testing and Materials A353. **Standard Specification for Pressure Vessel Plates, Alloy Steel, 9 Percent Nickel, Double-Normalized and Tempered.** 1993.
7. ASTM - American Society for Testing and Materials A553. **Standard Specification for Pressure Vessel Plates, Alloy Steel, Quenched and Tempered 8 and 9 Percent Nickel.** 1995.
8. ASTM - American Society for Testing and Materials A333. **Standard Specification for Seamless and Welded Steel Pipe for Low-Temperature Service.** 2004.

9. SAITOH, N.; MURAOKA, H.; YAMABA, R.; SAOKI, O. **Development of Heavy 9% Nickel Steel Plates with Superior Low-Temperature Toughness for LNG Storage Tanks.** Nippon Steel Technical Report, v. No. 58, p. 9-16, 1993.
10. ISHEIM, D.; HUNTER, A. H.; ZHANG, X. J.; SIEDMAN, D. N. **Nanoscale Analyses of High-Nickel Concentration Martensitic High-Strength Steel.** Metallurgical and Materials Transactions, v. 44A, p. 3046-3059, 2013.
11. MARQUES, Paulo Villani; MODENESI, Paulo José; BRACARENSE, Alexandre Queiroz. **Soldagem: Fundamentos e Tecnologia.** Ed. da UFMG, 2011.
12. WAINER, Emílio; BRANDI, Sérgio Duarte; MELLO, Fábio Décourt Homem de. **Soldagem: Processos e Metalurgia.** Edgard Blücher Ltda, São Paulo, 2002.
13. MODENESI, P. J. **Soldabilidade dos Aços Transformáveis.** 2002. 67 f. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal de Minas Gerais, 2002.
14. SANTOS, Rezende Gomes dos. **Transformações de Fases em Materiais Metálicos.** Ed. da UNICAMP, 2006.
15. PORTER, D. A.; EASTERLING, K. E. **Phase Transformation in Metals and Alloys.** Taylor & Francis Group, 2004.
16. VALES, S. S. **Estudo da Influência do Tratamento Criogênico no Aço AISI H13.** 2010. 107 f. (Dissertação). Ciência e Engenharia de Materiais, Escola de Engenharia de São Paulo, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2010.
17. KINNEY, C. C.; PYTLEWSKI, K. R.; KHACHATURYAN, A. G.; MORRIS JR, J. W. **The Microstructure of Lath Martensite in Quenched 9Ni Steel.** Acta Materialia, V. 69, p. 372-385, 2014.
18. CALLISTER JR, William D. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução.** Ed. LTC, 2008.

19. FULTZ, B.; KIM, J. I.; KIM, Y. H.; MORRIS JR, J.W. **The Chemical Composition of Precipitated Austenite in 9Ni Steel**. Metallurgical Transactions, v. 17A, p. 967-972, 1986.
20. SILVA A. L. V. C.; MEI, P. R. **Aços e Ligas Especiais**. 2<sup>a</sup> ed. São Paulo, Edgard Blücher Ltda, 1988.
21. MAGALHÃES, Júlio César Machado de. **Estudo do Efeito de Ataques Químicos na Revelação do Constituinte Martensita-Austenita do Aço 9% Níquel**. 2017. Monografia (Graduação em Engenharia Metalúrgica) – Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2017.
22. DIAS, G. **Avaliação da Tenacidade à Fratura em um Aço Inoxidável Supermartensítico Submetido à Proteção Catódica em Água do Mar**. 2009. 119 f. (Dissertação). Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, RS, 2009.
23. FULTZ, B.; MORRIS JR, J. W. **The Mechanical Stability of Precipitated Austenite in 9Ni Steel**. . Metallurgical Transactions, v. 16A, p. 2251-2256, 1985.
24. ZHAO, X. Q.; PAN, T.; WANG, Q. F.; SU, H.; YANG, C. F.; YANG, Q. X.; ZHANG, Y. Q. **Effect of Intercritical Quenching on Reversed Austenite Formation and Cryogenic Toughness in QLT-Processed 9%Ni Steel**. Proceedings of Sino-Swedish Structural Materials Symposium, 2007.
25. YANG, Y.-H.; CAI, Q.-W.; TANG, D.; WU, H.-B. **Precipitation and Stability of Reversed Austenite in 9Ni Steel**. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, v. 17, n. 5, p. 587-595, 2010.
26. STRIFE, J. R.; PASSOJA, D. E. **The Effect of Heat Treatment on Microstructure and Cryogenic Fracture Properties in 5Ni and 9Ni Steel**. Metallurgical Transactions, v. 11A, p. 1341-1350, 1980.

27. JAIN, D.; ISHEIM, D., ZHANG, X. J.; GHOSH, G.; SEIDMAN, D. N. **Thermally Stable Ni-rich Austenite Intercritical Heat Treatment in a Low-Carbon 10 Wt Pct Ni Martensitic Steel.** Metallurgical and Materials Transactions, v. 48A, p. 3642-3654, 2017.
28. SYN, C. K.; FULTZ, B.; MORRIS JR, J. W. **Mechanical Stability of Retained Austenite in Tempered 9Ni Steel.** Metallurgical Transactions, v. 9A, p. 1635-1640, 1978.
29. LEE, S. W.; LEE, H.-C. **The Mechanical Stability of Austenite and Cryogenic Toughness of Ferritic Fe-Mn-Al Alloys.** Metallurgical Transactions, v. 24A, p. 1333-1343, 1993.
30. ZHAO, X.-Q.; PAN, T.; WANG, Q.-F.; SU, H.; YANG, C.-F.; YANG, Q.-X. **Effect of Tempering Temperature on Microstructure and Mechanical Properties of Steel Containing Ni of 9%.** Journal of Iron and Steel Research, International, v. 18, p. 47-51, 58, 2011.
31. JANG, J.-I; JU, J.-B; LEE, B.-W.; KWON, D.; Kim, W.-S. **Micromechanism of Local Brittle Zone Phenomenon in Weld Heat-Affected Zones of Advanced 9% Ni Steel.** Journal of Materials Science Letters, v. 20, p. 2149-2152, 2001.
32. MORSDORF, L.; TASAN, C. C.; PONGE, D.; RAABE, D. **3D Structural and Atomic-Scale Analysis of Lath Martensite: Effect of the Transformation Sequence.** Acta Materialia, v. 95, p. 366-377, 2015.
33. RAABE, D.; HERBIG, M.; SANDLÖBES, S.; LI, Y.; TYTKO, D.; PONGE, D.; CHOI, P.-P. **Grain Boundary Segregation Engineering in Metallic Alloys: A Pathway to the Design of Interfaces.** Current Opinion in Solid State and Materials Science, v. 18, p. 253-261, 2014.
34. HIDALGO, J.; SANTOFIMIA, M. J. **Effect of Prior Austenite Grain Size Refinement by Thermal Cycling on the Microstructural Features of As-Quenched Lath Martensite.** Metallurgical and Materials Transactions, 2016.

35. RAABE, D.; SANDLÖBES, S.; MILLÁN, J.; PONGE, D.; ASSADI, H.; HERBIG, M.; CHOI, P.-P. **Segregation Engineering Enables Nanoscale Martensite to Austenite Phase Transformation at Grain Boundaries: A Pathway to Ductile Martensite.** *Acta Materialia*, v. 61, p. 6132-6152, 2013.
36. WILSON, E. A.; CHONG, S. H. **Isothermal Transformations in an Fe-9 Pct Ni Alloy.** *Metallurgical and Materials Transactions*, v. 33A, p. 2425-2431, 2002.
37. FONDA, R. W.; SPANOS, G. **Effects of Cooling Rate on Transformations in a Fe-9 Pct Ni Steel.** *Metallurgical and Materials Transactions*, v. 45A, p. 5982-5989, 2014.
38. CHONG, S. H.; SAYLES, A.; KEYSE, R.; ATKINSON, J. D.; WILSON, E. A. **Examination of Microstructure and Microanalysis of an Fe-9% Ni Alloy.** *Materials Transactions*, v. 39, No. 1, p. 179-188, 1998.
39. ZHANG, J. M.; LI, H.; YANG, F.; JI, L. K.; FENG, Y. R. **Effect of Heat Treatment Process on Mechanical Properties and Microstructure of a 9% Ni Steel for Large LNG Storage Tanks.** *Journal of Materials Engineering and Performance*, v. 22, p. 3867-3871, 2013.
40. MORSDORF, L.; JEANNIN, O.; BARBIER, D.; MITSUHARA, M.; RAABE, D.; TASAN, C. C. **Multiple Mechanisms of Lath Martensite Plasticity.** *Acta Materialia*, v. 121, p. 202-214, 2016.
41. POUS-ROMERO, H.; BHADESHIA, H. **Coalesced Martensite in Pressure Vessel Steels.** *J. Pressure Vessel Technology*, v. 136, 2014.
42. PAK, J. H.; BHADESHIA, H. K. D. H.; KLARLSSON, L. **Mechanism of Misorientation Development Within Coalesced Martensite.** *Materials Science and Technology*, v. 28, No. 8, p. 918-923, 2012.
43. LI, X.; FAN, Y.; MA, X.; SUBRAMANIAN, S. V.; SHANG, C. **Influence of Martensite-Austenite Constituents Formed at Different Intercritical Temperatures on Toughness.** *Materials and Design*, v. 67, p. 457-463, 2015.

44. JANG, J.-I.; LEE, B.-W.; JU, J.-B.; KWON, D.; KIM, W.-S. **Experimental Analysis of the Practical LBZ Effects on the Brittle Fracture Performance of Cryogenic Steel HAZs With Respect to Crack Arrest Toughness Near Fusion Line.** Engineering Fracture Mechanics, v. 70, p. 1245-1257, 2003.
45. FONDA, R. W.; SPANOS, G. **Microstructural Evolution in Ultra-Low-Carbon Steel Weldments – Part I: Controlled Thermal Cycling and Continuous Cooling Transformation Diagram of the Weld Metal.** Metallurgical and Materials Transactions, v. 31A, p. 2145-2153, 2000.
46. KIM, S.-H.; KANG, C.-Y.; BANG, K.-S. **Weld Metal Impact Toughness of Electron Beam Welded 9% Ni Steel.** Journal of Materials Science, v. 36, p. 1197-1200, 2001.
47. WELLAND, W. G. **Producing Strong Welds in 9% Nickel Steel.** Welding Research Supplement, v. September, p. 263s-272s, 1978.
48. KOSHIGA, F.; TANAKA, J.; WATANABE, I.; TAKAMURA, T. **Matching Ferritic Consumable Welding of 9% Nickel Steel to Enhance Safety and Economy.** Welding Research Supplement, v. April, p. 105s-115s, 1984.