



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

GIOVANI GONÇALVES RIBAMAR

ESTUDO DA RELAÇÃO ENTRE A COMPOSIÇÃO QUÍMICA, ENERGIA DE FALHA DE EMPILHAMENTO E TRANSFORMAÇÃO DE FASES NA ZONA FUNDIDA EM SOLDAGEM COM ARAME TUBULAR A BASE DE Fe-Mn-Ni E AVALIAÇÃO DA ZAC EM UM TUBO CENTRIFUGADO DE LIGA Fe-27Mn-1Si

FORTALEZA

2018

GIOVANI GONÇALVES RIBAMAR

ESTUDO DA RELAÇÃO ENTRE A COMPOSIÇÃO QUÍMICA, ENERGIA DE FALHA
DE EMPILHAMENTO E TRANSFORMAÇÃO DE FASES NA ZONA FUNDIDA EM
SOLDAGEM COM ARAME TUBULAR A BASE DE Fe-Mn-Ni E AVALIAÇÃO DA ZAC
EM UM TUBO CENTRIFUGADO DE LIGA FE-27MN-1SI

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais da Universidade Federal do Ceará (UFC), como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Engenharia e Ciência de Materiais.

Área de concentração: Metalurgia da soldagem.

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

Coorientador: Prof. Dr. Hélio Cordeiro de Miranda

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)

- R364e Ribamar, Giovani Gonçalves.
Estudo da relação entre a composição química, energia de falha de empilhamento e transformação de fases na zona fundida em soldagem com arame tubular a base de Fe-Mn-Ni e avaliação da ZAC em um tubo centrifugado de liga Fe-77Mn-1Si. / Giovani Gonçalves Ribamar. – 2018.
89 f. : il. color.

Dissertação (mestrado) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais, Fortaleza, 2018.

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

Coorientação: Prof. Dr. Hélio Cordeiro de Miranda.

1. Aço alto manganês. 2. Energia de Falha de Empilhamento. 3. PT - 400HM. 4. Processo de soldagem arame tubular. I. Título.

CDD 620.11

GIOVANI GONÇALVES RIBAMAR

ESTUDO DA RELAÇÃO ENTRE A COMPOSIÇÃO QUÍMICA, ENERGIA DE FALHA DE EMPILHAMENTO E TRANSFORMAÇÃO DE FASES NA ZONA FUNDIDA EM SOLDAGEM COM ARAME TUBULAR A BASE DE Fe-Mn-Ni E AVALIAÇÃO DA ZAC EM UM TUBO CENTRIFUGADO DE LIGA Fe-27Mn-1Si

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais da Universidade Federal do Ceará (UFC), como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Engenharia e Ciência de Materiais.

Área de concentração: Metalurgia da soldagem.

Aprovado em: 25/01/2018.

BANCA EXAMINADORA

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

Universidade Federal do Ceará (UFC)

Prof. Dr. Hélio Cordeiro de Miranda

Universidade Federal do Ceará (UFC)

Dr. Eng. Alex Maia do Nascimento

Companhia Siderúrgica do Pecém (CSP)

AGRADECIMENTOS

À Deus, por tudo.

Aos meus pais, José Tervanis e Maria dos Prazeres, pelo exemplo de força, dedicação e perseverança.

Ao professor e orientador Hamilton Ferreira Gomes de Abreu, por toda ajuda, ensinamentos, inúmeras oportunidades, e pela grande amizade.

Ao professor e co-orientador Hélio Cordeiro de Miranda pelo total apoio, ajuda, confiança e amizade.

À Tathiane Caminha Andrade, a melhor dupla de trabalho que alguém poderia ter. Obrigado por todos os ensinamentos, companheirismo, ajuda, incentivo, puxões de orelha e principalmente pela sua amizade.

Ao Guilherme Carvalho Gurgel Jacome, por toda a ajuda com os experimentos durante o trabalho.

Às amigas Ursula Cid e Raphaella Hermont Fonseca, pelo apoio e ajuda nos momentos mais difíceis. Sem vocês, certamente tudo se tornaria mais difícil.

À Ana Larissa Melo Feitosa, pelo carinho, paciência e compreensão.

Aos professores Walney, Marcelo José Gomes da Silva, Willys e Marcelo Mota pela ajuda e incentivo no momento mais crítico durante o mestrado.

Ao Davi Farias Ribeiro e David Silva, por toda a ajuda com os experimentos de soldagem e pela amizade.

Aos amigos do CA-Metal, LACAM, LPTS, PET-Metal e LPC, pelo incentivo, apoio e amizade.

Ao Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em soldagem, pela utilização do espaço e equipamentos.

A todos não citados que, de forma direta ou indireta, contribuíram para a realização deste trabalho.

À CAPES, pelo suporte financeiro.

“Eu não sei usar espadas, não sei navegar, também não sei cozinhar e não sei mentir, o que eu sei, é que dependo dos meus amigos se quiser continuar vivendo.”

Monkey D. Luffy, por Eiichiro Oda

RESUMO

Aços com elevado teor de manganês vêm ganhando cada vez mais destaque devido à sua elevada tenacidade em ambientes criogênicos e excelente resistência aliada e elevada ductilidade. Estes materiais possuem estrutura constituída de matriz austenítica, podendo apresentar ferrita, martensita α' e martensita ϵ , dependendo do teor dos elementos de liga. As propriedades destes materiais são frequentemente relacionadas ao mecanismo de deformação da austenita, seja para a formação de martensita ou para a formação de maclas durante a deformação. Este mecanismo de deformação é frequentemente relacionado a energia de falha de empilhamento que o material possui. Estudos mostram que valores de EFE entre 0 e 8 mJ/m² proporcionam formação de martensita ϵ durante a deformação, enquanto que apenas maclas são formadas para energias acima de 18 mJ/m². Valores intermediários proporcionam a formação tanto de martensita ϵ como de maclas de deformação. Desta forma é possível a previsão da microestrutura e, conseqüentemente, propriedades mecânicas com o conhecimento da EFE do material. Entretanto, há um problema quando se refere a soldagem destes materiais, pois grande parte dos estudos atuais sobre sua soldabilidade se restringem a soldagem do tipo autógena, tais como soldagem a laser e soldagem por resistência elétrica, devido à escassez de consumíveis de soldagem destinados a estes materiais. Neste trabalho foi feito um estudo do efeito da composição química da zona fundida, através da mudança da diluição, utilizando um consumível com elevado teor de manganês em chapa de aço carbono SAE 1012 com o processo arame tubular; foi desenvolvido um algoritmo para o cálculo da EFE pelo método termodinâmico; as microestruturas para constatação da previsão feita com a energia de falha de empilhamento foram obtidas por microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura. A deposição do eletrodo sobre a superfície do aço SAE 1012 gerou diferentes composições químicas no metal de solda que variaram em função da diluição. Foram produzidas condições com valores de diluição entre 7 e 41%. Condições de baixa diluição apresentaram EFE de valor positivo, enquanto sua microestrutura apresentou apenas austenita. Para as condições de alta diluição, a composição química da zona fundida apresentou EFE negativa, e sua microestrutura se apresentou composta de austenita e martensita ϵ .

Palavras-chave: Aço alto manganês. Energia de Falha de Empilhamento. PT - 400HM. Processo de soldagem arame tubular.

ABSTRACT

Steels with high manganese content have been gaining more prominence due to their high toughness in cryogenic environments and excellent allied resistance and high ductility. These materials have a structure composed of austenitic matrix, and may present ferrite, α' martensite and ϵ martensite, depending on the content of the alloying elements. The properties of these materials are often related to the mechanism of austenite deformation, either for the formation of martensite or for the formation of twins during deformation. This deformation mechanism is often related to the stacking fault energy that the material possesses. Studies show that SFE values between 0 and 8 mJ/m² provide formation of ϵ martensite during deformation, whereas only twins are formed for energies above 18 mJ/m². Intermediate values provide the formation of both ϵ martensite and twins. In this way it is possible to predict the microstructure and, consequently, mechanical properties with the SFE knowledge of the material. However, there is a problem when welding of these materials is concerned, since most of the current studies on their weldability are restricted to welding of the autogenous type, such as laser welding and electric resistance welding, due to the shortage of welding consumables for these materials. In this work a study of the effect of the chemical composition of the molten zone was carried out, by means of the change of the dilution, using a consumable with high manganese content in SAE 1012 carbon steel plate with the flux-cored arc welding; an algorithm was developed for the calculation of SFE by the thermodynamic method; the microstructures to verify the prediction made with the energy of stacking fault were obtained by optical microscopy and scanning electron microscopy. The deposition of the electrode on the SAE 1012 steel surface generated different chemical compositions in the weld metal that varied as a function of the dilution. Conditions with dilution values between 7 and 41% were produced. Low dilution conditions presented positive SFE, while its microstructure showed only austenite. For the high dilution conditions, the chemical composition of the molten zone presented negative SFE, and its microstructure was composed of austenite and ϵ martensite.

Keywords: High manganese steel. Stack Fault Energy. PT-400HM. Flux-cored arc welding process.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Micrografias óticas de vários tipos de martensitas em ligas ferrosas. (a) ripa de α' (Fe-7%Ni-0,22%C), (b) α' butterfly (Fe-20%Ni-0,73%C), (c) α' em placa (225) γ (Fe-8%Cr-0,9%C), (d) α' lenticular (Fe-29%Ni-0,26%C), (e) α' em placa fina (Fe-31%Ni-0,23%C), (f) martensita ϵ (Fe-24%Mn).....	20
Figura 2 - Diagrama esquemático do arranjo de empilhamento do plano compacto (111). (a, b) a perfeita configuração de empilhamento CFC, e (c, d) falha de empilhamento intrínseca.....	21
Figura 3 - Diagrama esquemático mostrando o plano ou contorno de macla e as posições atômicas adjacentes.	22
Figura 4 - Para um único cristal sujeito a tensão cisalhante τ , (a) deformação por deslizamento; (b) deformação por maclação.	23
Figura 5 - Mapa de difração de elétrons retroespalhados (contraste de banda) mostrando as maclas mecânicas aparecendo dentro dos grãos (amostra deformada à 0,3).....	24
Figura 6 - Curva tensão-deformação de aços com diferentes quantidades de Carbono.	25
Figura 7 - Tensão verdadeira vs. logaritmo da deformação verdadeira do aço Fe-28Mn-1,6Al-0,28Si-0,08C à diferentes temperaturas e taxas de deformação (a) 10^{-3} s^{-1} e (b) 1250 s^{-1}	26
Figura 8 - Os quatro estágios do encruamento em compressão simples da liga MP35N, com o mecanismo de deformação proposto.	27
Figura 9 - Faixas de EFE para transformação, maclação por deformação e deslizamento de discordâncias em ligas ferrosas CFC para liga de Fe-(20-32)%Mn-Cr-C (em % p.), ligas de Co-(15-45)%Ni-14Cr-Mo (em % p.), aços TWIP e aço Fe-18%Cr-10%Ni-C-N.	29
Figura 10 - Variação da EFE em função do teor de Mn com teores específicos de C e Si de aços Fe-Mn-Si-C à 27°C: (a) aço Fe-xMn-(0-1)C e (b) aço Fe-xMn-6Si-(0-1)C.	30
Figura 11 - Micrografias óticas dos aços A, B, C, D, E e F (a, b, c, d, e) antes e (g, h, i, j, h) após deformação de 10 %, respectivamente.....	32
Figura 12 - EFE do aço Fe-28Mn-1,6Al-0,28Si-0,08C como função da temperatura θ , separado nas componentes química, magnética e interfacial.	33
Figura 13 - Esquemático do processo arame tubular.....	34
Figura 14 - Matriz experimental de soldas produzidas em liga AL-6XN com metal de adição IN625. Os números dentro da matriz significam o nível de diluição.	35

Figura 15 - Fluxograma da metodologia adotada no trabalho.....	37
Figura 16 - Esquema da determinação da geometria dos cordões de solda.	40
Figura 17 - Esquema da superfície de análise do tubo centrifugado.	41
Figura 18 - Esquemático da influência da posição da discordância na formação de macla e martensita ϵ a partir de uma matriz de estrutura CFC.	44
Figura 19 - Fluxograma das equações utilizadas no cálculo da energia de falha de empilhamento.	49
Figura 20 - Aspecto superficial dos cordões de solda com velocidade de soldagem de (a) 30 cm/min (A4) e (b) 45 cm/min (A6).	50
Figura 21 - Geometria da secção transversal dos cordões de solda com parâmetros (a) B11 e (b) A6.	52
Figura 22 - Nível de diluição das condições em estudo.	54
Figura 23 - Micrografias eletrônicas das condições de alta diluição (a) A1, (b) A2, (c) A3, (d) A4, (e) A5 e (f) A6.	57
Figura 24 - (a) Micrografia eletrônica de varredura da condição A3 e mapas de composição química qualitativa na mesma região para os elementos (b) ferro, (c) manganês, (d) níquel, (e) silício e (f) enxofre.	59
Figura 25 - Percentual em peso de Mn nas ligas de maior valor de diluição.	62
Figura 26 - Micrografias eletrônicas das condições de baixa diluição (a) B7, (b) B8, (c) B9, (d) B10 e (e) B11.....	63
Figura 27 - (a) Micrografia eletrônica de varredura da condição M7 e mapas de composição química na mesma região para os elementos (b) Fe, (c) Mn e (d) Ni.	64
Figura 28 - Percentual em peso de Mn nas ligas de baixo valor de diluição.	67
Figura 29 - (a) Macrografia e micrografia da região (b) externa, (c) interna e (d) central do tubo.	68
Figura 30 - Micrografias óticas da região (a) externa e (b) interna do tubo. (c-d) Micrografias eletrônicas do tubo centrifugado.	70
Figura 31 - Percentual em peso de Mn das diferentes condições estudadas.	71
Figura 32 - Energia de falha de empilhamento das diferentes condições estudadas.	72
Figura 33 - Morfologia da martensita presente na condição (a) A2 (b) A5 e (c) A6.	73
Figura 34 - Simulação em condição de equilíbrio da fração mássica da austenita em função da temperatura para as diferentes condições estudadas.....	75
Figura 35 - Variação da energia de falha de empilhamento com o percentual de manganês para as condições A1, A6 e B11.....	76

Figura 36 - Variação da energia de falha de empilhamento com o percentual de níquel para as condições A1, A6 e B11.	76
Figura 37 - Macrografias dos cordões de solda após soldagem (a) alta energia na face interna, (b) alta energia na face externa, (c) baixa energia na face interna e (d) baixa energia na face externa do tubo.	77
Figura 38 - Micrografias óticas da condição de soldagem a baixa energia na face interna do tubo mostrando a região da (a) ZAC e (b) Metal de base.	78
Figura 39 - Micrografias óticas da condição de soldagem a alta energia na face interna do tubo mostrando a região da (a) ZAC e (b) Metal de base.	78

LISTAS DE TABELAS

Tabela 1 - Fração volumétrica (V_f em %) de cada fase após a deformação e a diferença (ΔV em %) entre as frações antes e depois da deformação.....	25
Tabela 2 - Composição química e EFE calculada dos aços experimentais.	31
Tabela 3 - Composição química dos materiais utilizados.	37
Tabela 4 - Parâmetros de soldagem utilizados (para as soldagens da parte I).....	39
Tabela 5 - Parâmetros escolhidos para soldagem a alta e baixa energia no tubo de aço Fe-27Mn-1Si (para as soldagens da parte II).....	39
Tabela 6 - Valores numéricos e funções utilizadas para o cálculo da EFE. Continua.	47
Tabela 7 - Dados geométricos dos parâmetros utilizados.	53
Tabela 8 - Composição química da região da zona fundida, austenita e martensita α' nas condições de alta diluição.....	61
Tabela 9 - Composição química da região da zona fundida, γ' e γ nas condições de baixa diluição.	66
Tabela 10 - Composição química do tubo de aço Fe-27Mn-1Si.	67

LISTAS DE ABREVIATURAS E SIGLAS

CCC	Cúbica de Corpo Centrado
CFC	Cúbica de Face Centrada
DBCP	Distância Bico de Contato à Peça
EBSD	Electron Backscatter Diffraction
EDX	Espectroscopia Dispersiva de raios-X
FE	Falha de Empilhamento
FFE	Fase de Falha de Empilhamento
GSFE	Generalized Stacking Fault Energy
MAG	Metal Active Gas
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
MIG	Metal Inert Gas
SBIP/MBIP	Shear Band ou Micro Band Induced Plasticity
SFE	Stacking Fault Energy
TCC	Tetragonal de Corpo Centrado
TRIP	Transformation Induced Plasticity
TWIP	Twinning Induced Plasticity
ZAC	Zona Afetada pelo Calor
ZF	Zona Fundida

LISTA DE SÍMBOLOS

ε	Épsilon
α'	Alfa linha
XXI	Vinte e um
γ	Gama
Δ	Delta
φ	Fí
σ	Sigma
κ	Capa
θ	Teta
®	Marca registrada
μ	Mi
ρ	Rô
∞	Infinito
χ	Qui
Ω	Ômega
τ	Tal
β	Beta
%	Por cento

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	16
2	OBJETIVOS	18
2.1	Objetivos gerais	18
2.2	Objetivos específicos	18
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	19
3.1	Aços com elevado teor de manganês	19
3.1.1	<i>Microestrutura de aços com elevado teor em manganês</i>	19
3.1.2	<i>Propriedades mecânicas</i>	24
3.1.3	<i>Aplicações</i>	28
3.2	Stacking Fault Energy – SFE (Energia de Falha de Empilhamento – EFE)	28
3.2.1	<i>Técnicas de determinação da EFE</i>	33
3.3	Soldagem	34
3.3.1	<i>Arame tubular</i>	34
3.3.2	<i>Relação entre parâmetros de soldagem e o nível de diluição</i>	35
4	MATERIAIS E MÉTODOS	36
4.1	Fluxograma de atividades	36
4.2	Materiais	36
4.3	Metodologia	38
4.3.1	<i>Soldagem</i>	38
4.3.2	<i>Análise geométrica dos cordões de solda</i>	40
4.3.3	<i>Microestrutura e análise química</i>	41
4.3.4	<i>Determinação da Energia de Falha de empilhamento e dos diagramas de fases</i> ...	42
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	43
5.1	Determinação da Energia de Falha de Empilhamento	43
5.2	Aspecto superficial dos cordões de solda	49
5.3	Análise geométrica dos cordões de solda	51
5.4	Microestrutura	56
5.4.1	<i>Condições de alta diluição</i>	56
5.4.2	<i>Condições de baixa diluição</i>	62
5.4.3	<i>Tubo centrifugado</i>	67
5.5	Energia de Falha de Empilhamento	70
5.6	Soldagem no tubo com alto teor em manganês	77

6	CONCLUSÃO.....	80
	REFERÊNCIAS	83

1 INTRODUÇÃO

Devido ao avanço no estudo de novos materiais, aços com alto teor de manganês (acima de 12% em peso) vêm sendo desenvolvidos com o objetivo da substituição de metais de elevada tenacidade e plasticidade. A grande maioria destes aços possui estrutura inteiramente austenítica à temperatura ambiente, Cúbica de Face Centrada (CFC), que ao contrário dos materiais de estrutura Cúbica de Corpo Centrado (CCC) e Tetragonal de Corpo Centrado (TCC), não apresenta transição-dúctil frágil, tornando estes materiais fortes candidatos à aplicação em temperatura criogênica.

Além da aplicação em temperatura criogênica, aços com elevado teor de Mn vêm ganhando espaço na indústria automotiva, pois estes aços possuem elevada alongação (até 80% em deformação) com razoável resistência (até 1000 MPa de resistência a tração), o que possibilita a fabricação de componentes com menores espessuras. Porém, ainda há o problema da soldabilidade deste tipo de aço, pois sua metalurgia física ainda não foi completamente entendida, e somente nestes últimos anos, eletrodos vem sendo desenvolvidos para este tipo de aço.

Aços com elevado teor de Mn vêm ganhando cada vez mais classificações. Estas classificações são baseadas no mecanismo de deformação o qual estes materiais possuem. Entre estas classificações, estão os aços TRIP (Transformation Induced Plasticity), TWIP (Twinning Induced Plasticity) e SBIP/MBIP (Shear Band ou Micro Band Induced Plasticity). Nestes aços, após serem submetidos à deformação, irá ocorrer transformação martensítica, formação de macla, bandas de cisalhamento ou micro bandas a partir da austenita, dependendo de fatores tais como a temperatura e composição química.

Estudos vêm sendo realizados com o objetivo de se prever o comportamento destes aços frente à deformação, sendo a SFE (Stacking Fault Energy), ou energia de falha de empilhamento (EFE), a que vem ganhando cada vez maior aceitação. Entretanto, nem todos os fatores que determinam a energia de falha de empilhamento estão entendidos, e assim, vários métodos de cálculo ou técnicas de medida desta EFE ainda estão sendo desenvolvidos sem que se consiga uma perfeita precisão e correlação entre os métodos de determinação.

Entre os métodos de determinação da EFE está o método termodinâmico, o qual considera fatores como energia livre de Gibbs entre as fases austenita e martensita ϵ . Dentro dos cálculos, a composição química do material e a temperatura de deformação são os principais

fatores a serem analisados. Entretanto, ainda não se entende bem a influência de alguns elementos químicos na EFE, fazendo com que o cálculo não seja tão preciso.

Diversos autores vêm estudando a influência de determinados elementos químicos na EFE e, conseqüentemente, no mecanismo de deformação do material, pois a formação de macla, martensita ϵ ou α' , banda de cisalhamento ou micro bandas de deformação influenciará fortemente nas propriedades do material, como a maior plasticidade dos aços TWIP ou maior resistência dos aços TRIP.

Diante de todos estes fatos, voltamos ao problema da soldabilidade. Como a EFE muda fortemente com a composição química do aço e com a temperatura, a escolha do eletrodo ideal se torna complicada, pois dependendo dos vários fatores que afetam a diluição, essa região pode vir a apresentar propriedades bem diferentes do metal de base, comprometendo as propriedades da zona de diluição e interface com o metal de base. Necessita-se então, de eletrodos que proporcionem propriedades similares as do metal de base, mantendo o mesmo mecanismo de deformação na zona fundida, quando misturada ao metal de base.

Com base nas características e problemas de soldabilidade destes tipos de aço, este trabalho propõe o estudo da Zona Afetada pelo Calor (ZAC) em aço Fe-27Mn-1Si frente a soldagem com a técnica MIG/MAG. Adicionalmente, estuda-se o efeito da diluição com arame tubular a base de Fe-Mn-Ni, desenvolvido para soldagem em aços com elevado teor de Mn, em barra chata de aço carbono. O intuito é o de contribuir para o desenvolvimento da soldagem de aços com elevado teor de Mn, avaliar o efeito da composição química, através da mudança na diluição, com a formação de fases e energia de falha de empilhamento, relacionando o comportamento deste novo tipo de eletrodo com a soldagem em materiais com diferentes composições químicas.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivos gerais

Avaliar o efeito da composição química na microestrutura da zona fundida em soldagem com arame tubular com alto teor de manganês em chapa de aço carbono SAE 1012. Calcular a energia de falha de empilhamento de cada condição e relacionar a formação de fases e composição química. Avaliar a ZAC de um tubo de alto Mn com estrutura bruta de fusão, após soldagem com elevada e baixa energia.

2.2 Objetivos específicos

- ✓ Estabelecer o algoritmo para o cálculo da energia de falha de empilhamento para ligas com elevado teor de manganês;
- ✓ Determinar a geometria dos cordões de solda e níveis de diluição atingidos pelo método geométrico;
- ✓ Caracterizar a zona fundida dos metais de solda através de microscopia eletrônica de varredura;
- ✓ Caracterizar um tubo centrifugado de composição Fe-27Mn-1Si;
- ✓ Quantificar a composição química das diferentes condições a partir da técnica de espectroscopia dispersiva de raios-X (EDX);
- ✓ Calcular a EFE das diferentes ligas e relacionar à microestrutura, composição química e nível de diluição conseguidos;
- ✓ Analisar a ZAC do tubo de aço Fe-27Mn-1Si, após soldagem com cordão de solda simples na face externa e interna do tubo, utilizando elevado e baixo aporte térmico;

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços com elevado teor de manganês

Até o início do século XXI, aços Hadfield eram considerados aços com elevado teor de Mn, possuindo um teor de Mn entre 5-12 % p. Em geral, este tipo de aço é destinado a aplicações que requerem alta resistência ao desgaste, pois a austenita em sua estrutura se encontra metaestável e transforma-se em martensita α com a aplicação de certo nível de tensão. Como estes metais possuem também um elevado teor em carbono, em geral acima de 0,8 % p., a martensita formada apresenta elevada dureza, fazendo com que sua resistência ao desgaste aumente drasticamente.

No entanto, aços Hadfield são hoje classificados como aços com médio teor em Mn, pois novos tipos de aço vêm sendo desenvolvidos com teores de Mn que chegam a 30 %p. Estes aços possuem características bem diferentes dos aços Hadfield, pois apresentam elevada tenacidade à fratura e elevada plasticidade sem que se perca tanta resistência à tração, desta forma, novos nichos de aplicações se abrem para este novo tipo de material.

Aços com elevado teor de Mn começaram a ser estudados com o objetivo de uso em ambientes criogênicos, pois sua alta tenacidade à fratura a baixas temperaturas coloca-os entre os metais que apresentam propriedades adequadas para uso em tal aplicação. Dentre os metais que são usados em aplicações criogênicas estão: ligas de alumínio, aços inoxidáveis austeníticos, aço 9%Ni e ligas Invar (CHOI *et al.*, 2012). Estes tipos de metais apresentam estrutura CFC, assim como os aços alto Mn, em que esta tem a característica de não apresentar transição dúctil-frágil, ao contrário das estruturas CCC e HCP.

Alguns aços Hadfield sofrem transformação martensítica para uma estrutura TCC que, em geral, apresenta transição-dúctil frágil. Alguns aços com alto Mn sofrem formação de maclas ou de bandas de cisalhamento/deformação em sua estrutura, permanecendo com a matriz CFC (COOMAN, 2017). Assim, as propriedades destes aços são alteradas pelo tipo, morfologia, dureza e resistência das fases formadas com a deformação.

3.1.1 Microestrutura de aços com elevado teor em manganês

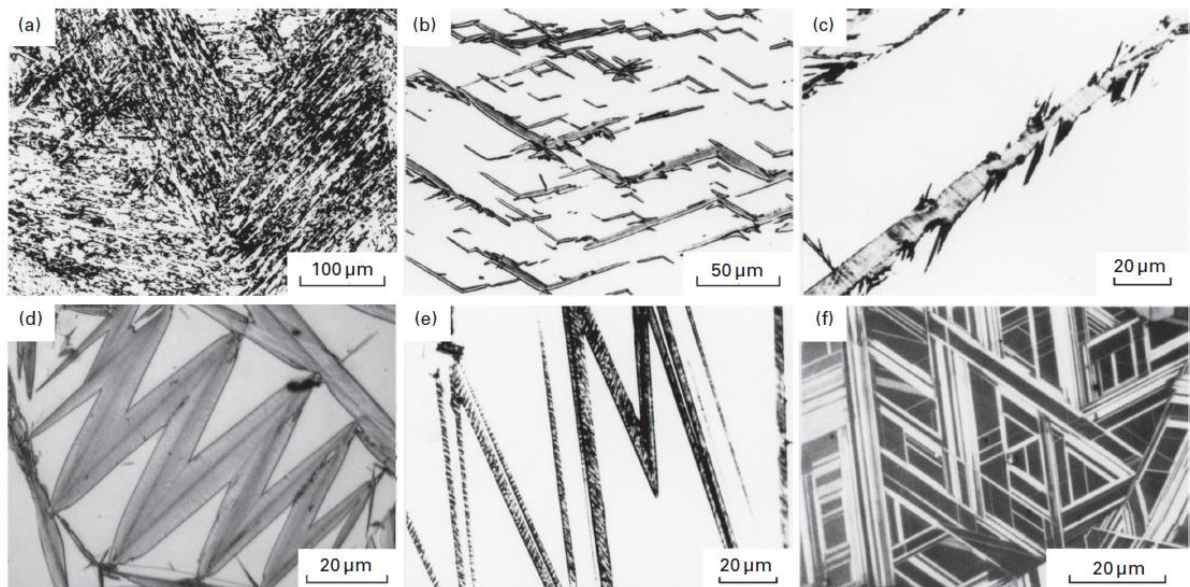
Aços com elevado teor em Mn possuem mecanismos de aumento de plasticidade, que fazem com que grandes deformações sejam alcançadas antes da fratura do material,

possibilitando alcançar combinações de elevada resistência e ductilidade. Com isso, estes aços podem ser divididos em três tipos, baseado no mecanismo de aumento de plasticidade: aços TWIP (Twinning Induced Plasticity), aços TRIP (Transformation Induced Plasticity) e aços SBIP/MBIP (Shear Band ou Micro Band Induced Plasticity) (COOMAN, 2017).

Como o próprio nome sugere, aços TWIP apresentam formação de maclas quando submetidos à deformação. Aços TRIP apresentam transformação de fase e aços SBIP/MBIP, banda de cisalhamento ou micro bandas de deformação. Nos aços TRIP podem haver dois tipos de transformação de fases: $\gamma \rightarrow \alpha'$ ou $\gamma \rightarrow \epsilon$. A fase γ é a fase austenítica (CFC), matriz da estrutura do material, enquanto que ambas as fases α e ϵ são tipos de martensita, TCC e HCP, respectivamente (MAKI, 2012), que se formam a partir da austenita.

Enquanto que a martensita α' é a mais comum em ligas ferrosas, e é encontrada, por exemplo, em ligas Fe-C e Fe-Ni, a martensita ϵ é formada apenas em ligas ferrosas com baixa energia de falha de empilhamento, tais como ligas Fe-Cr-Ni e Fe-alto Mn (MAKI, 2012). A martensita ϵ apresenta morfologia de placas finas de lados paralelos com interfaces planares, quanto que cinco tipos de morfologia já foram reportados para a martensita α' . A Figura 1 apresenta a morfologia de cinco tipos de martensita α' e a morfologia da martensita ϵ descritas por (MAKI, 1990).

Figura 1 - Micrografias óticas de vários tipos de martensitas em ligas ferrosas. (a) ripa de α' (Fe-7%Ni-0,22%C), (b) α' butterfly (Fe-20%Ni-0,73%C), (c) α' em placa (225) $_{\gamma}$ (Fe-8%Cr-0,9%C), (d) α' lenticular (Fe-29%Ni-0,26%C), (e) α' em placa fina (Fe-31%Ni-0,23%C), (f) martensita ϵ (Fe-24%Mn).

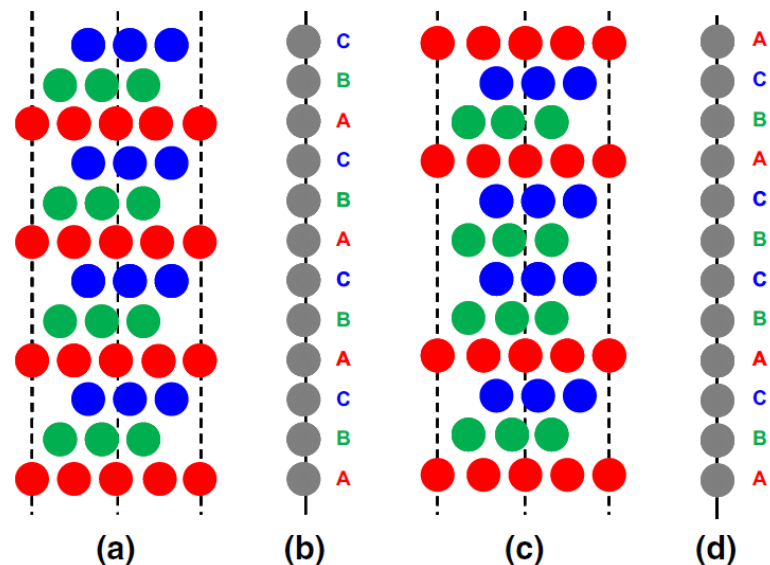


Fonte: Maki (1990).

Tanto a martensita α' quanto a ε proporcionam um aumento de resistência por conta dos contornos de fases gerados dentro do grão austenítico. Adicionalmente, a resistência destas fases aumenta com o aumento do teor de carbono.

A formação destes dois tipos de martensitas tanto pode ocorrer diretamente da austenita numa reação $\gamma \rightarrow \alpha'$, como podem ser do tipo $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$, em que a martensita ε é formada a partir de uma falha na sequência de empilhamento da fase CFC. A formação de um núcleo HCP (empilhamento ABAB de planos compactados) em uma rede CFC (empilhamento ABCABC), baseado no deslizamento de discordâncias, ocorre quando a discordância passa entre os planos C e A em um material CFC, deslocando o empilhamento de forma que o plano A toma a posição do plano original B, o plano B toma a posição do plano original C e o plano C, do A (BRACKE; KESTENS; PENNING, 2007). Assim, forma-se um empilhamento do tipo ABCBCA contendo um pequeno núcleo HCP, como mostra a Figura 2.

Figura 2 - Diagrama esquemático do arranjo de empilhamento do plano compacto (111). (a, b) a perfeita configuração de empilhamento CFC, e (c, d) falha de empilhamento intrínseca.



Fonte: Das (2016).

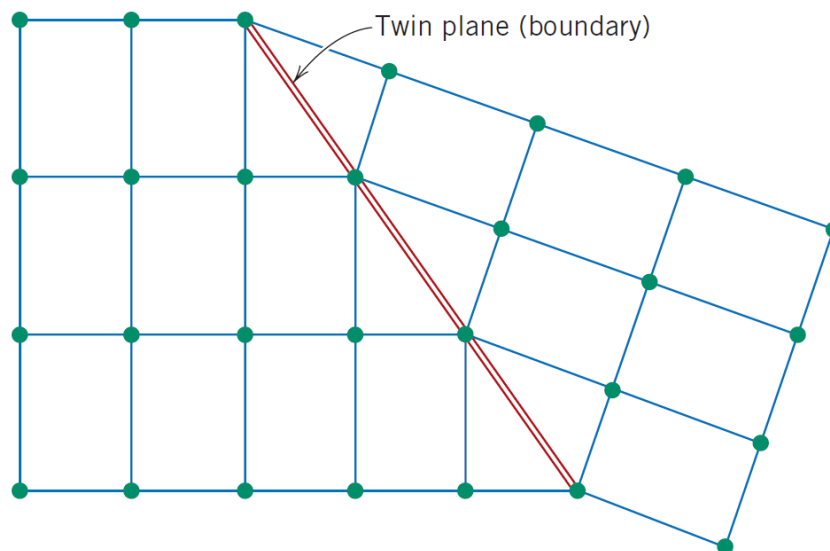
Em estudo sobre a formação da martensita α' a partir da transformação $\gamma \rightarrow \varepsilon$, Bracke, Kestens e Penning (2007) encontraram a seguinte relação de transformação:

$$\begin{aligned} \{111\}_{\gamma} \parallel \{110\}_{\alpha'} \parallel \{0001\}_{\varepsilon} \\ \langle 110 \rangle_{\gamma} \parallel \langle 111 \rangle_{\alpha'} \parallel \langle 2\bar{1}\bar{1}0 \rangle_{\varepsilon} \end{aligned}$$

Essa relação realça a teoria da formação de um núcleo HCP a partir da introdução de uma discordância entre os planos B e C, fazendo com que o empilhamento que antes progredia paralelo ao plano $(111)_\gamma$, passe a avançar paralelo ao plano basal $(0001)_\epsilon$.

Além da formação de martensita α' e ϵ , maclas podem ser formadas com a aplicação de tensão no material. Maclação é conhecido por ser um importante mecanismo de deformação em metais de estrutura CFC com baixa SFE (CHRISTIAN; MAHAJAN, 1995). Um contorno de macla é um tipo de contorno de grão de alto ângulo, que possui uma específica simetria de rede em espelho, isto é, os átomos em um lado do contorno estão localizados em uma posição espelhada dos átomos do outro lado (CALLISTER; RETHWISCH, 2009), como pode ser visto na Figura 3.

Figura 3 - Diagrama esquemático mostrando o plano ou contorno de macla e as posições atômicas adjacentes.



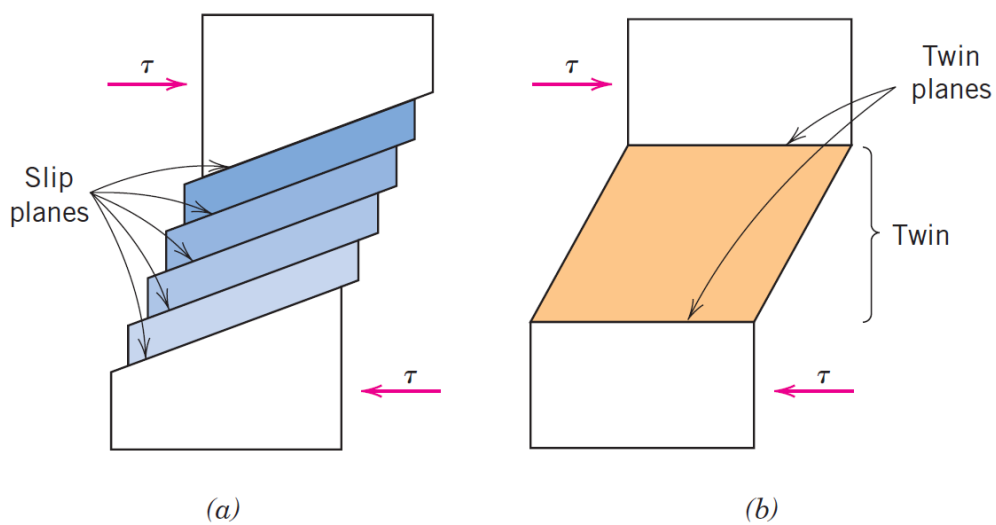
Fonte: Callister e Rethwisch (2009).

Deformações por cisalhamento e maclação apresentam algumas diferenças que mudam fortemente as propriedades do material durante a deformação. Para o deslizamento, por exemplo, a orientação acima e abaixo do plano de deslizamento é a mesma antes e após a deformação, enquanto que haverá uma reorientação através do plano de macla, adicionalmente o deslizamento ocorre através de vários espaçamentos atômicos, ao contrário da macla que ocorre em um único espaçamento atômico, ou menos que isso (CALLISTER; RETHWISCH, 2009). A Figura 4 esquematiza a diferença entre os dois tipos de deformação.

Maclas de deformação em estruturas CFC resultam de um cisalhamento homogêneo da matriz por um deslizamento altamente coordenado de discordâncias parciais com o mesmo

vetor de Burgers, com exatamente um deslizamento de discordância em sucessivos planos de macla do tipo $\{111\}$ (COOMAN, 2017). A tensão requerida para a formação destes tipos de maclas é controlada principalmente pelo valor de SFE do metal (EL-DANAF; KALIDINDI; DOHERTY, 1998), apresentando uma relação parabólica entre a EFE e a tensão de nucleação da macla (CHRISTIAN; MAHAJAN, 1995), fazendo com que as maclas sejam formadas, em geral, após o escoamento (COOMAN, 2017).

Figura 4 - Para um único cristal sujeito a tensão cisalhante τ , (a) deformação por deslizamento; (b) deformação por maclação.



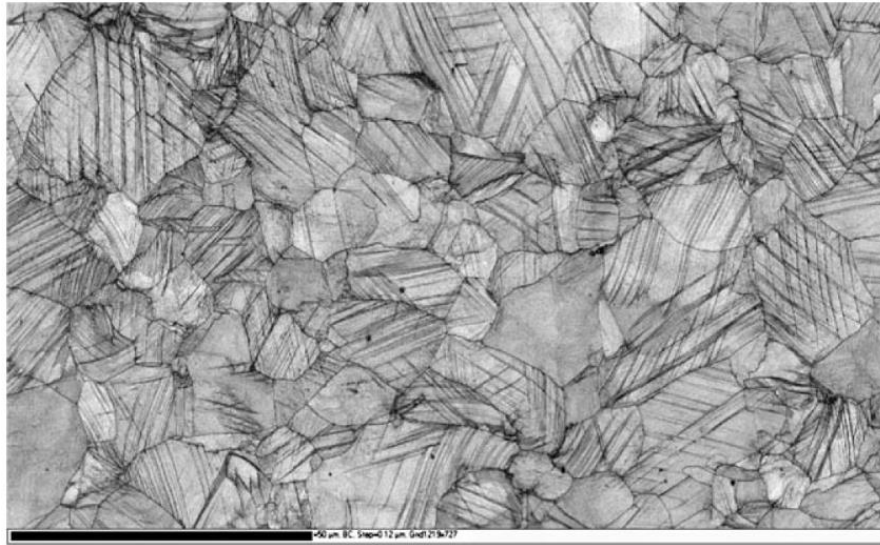
Fonte: Callister e Rethwisch (2009).

O acúmulo de falhas de empilhamento gera embriões de macla, que crescem pela adição de falhas de empilhamento no plano da macla, e ao fim, as regiões macladas se apresentam como placas de maclas muito finas (COOMAN, 2017). A Figura 5 apresenta maclas de deformação encontradas em um aço TWIP deformado a 10% de deformação de engenharia.

Apesar da dificuldade em diferenciar por micrografia a martensita ϵ da macla, algumas técnicas podem auxiliar em sua identificação. A difração de raios-X pode ser usada para identificar a fase hexagonal presente na matriz austenítica. Caso não seja detectado este tipo de fase, a fase formada devido a deformação, possivelmente será macla, pois apesar da distorção na rede, a macla continua a ser uma fase austenítica. Outra técnica que as diferencia bem é a técnica de Electron Backscatter Diffraction (EBSD). Esta técnica consiste na difração de elétrons da amostra e determinação, entre outras informações, da estrutura do metal em regiões microscópicas. Além do mais, com a mesma técnica, é possível identificar os contornos

de macla com o uso da diferença de orientação e/ou provável plano de maclação para determinada estrutura cristalina.

Figura 5 - Mapa de difração de elétrons retroespalhados (contraste de banda) mostrando as maclas mecânicas aparecendo dentro dos grãos (amostra deformada à 0,3).



Fonte: Idrissi *et al.* (2010).

3.1.2 Propriedades mecânicas

Aços TWIP são caracterizados por apresentarem elevado encruamento, extensa elongação e elevado valor de resistência a tração (COOMAN, 2017). Entretanto, como este tipo de aço apresenta uma extensa faixa de composições químicas, há uma grande variação das propriedades mecânicas, principalmente se houver alguma mudança no mecanismo de deformação o qual o material possui.

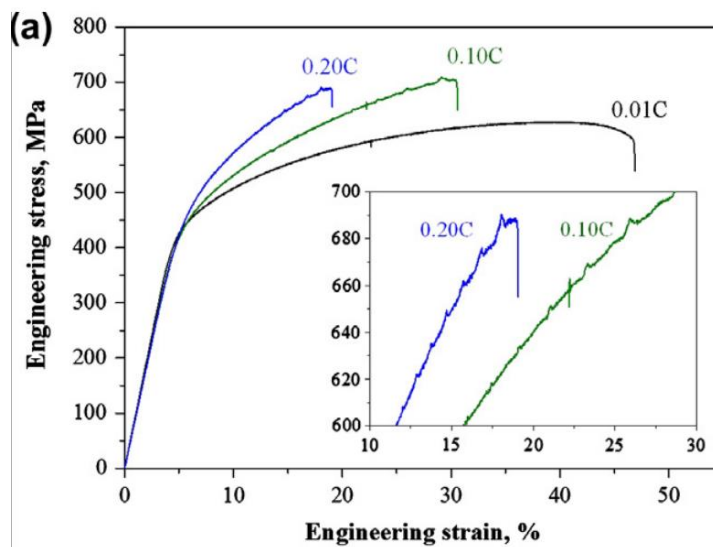
Aços TWIP, ou seja, que formam macla por deformação, em geral apresentam elongação de 30% ou mais, enquanto que sua resistência chega a ser maior que 400 Mpa. Neste tipo de aço, elementos endurecedores por solução sólida são os mais efetivos para a melhora na resistência e ductilidade. Por outro lado, aços TRIP necessitam de uma análise mais cuidadosa, visto que cada fase, seja ela martensita hexagonal ou tetragonal, responde de forma diferente à adição de cada elemento.

Seol *et al.*, (2013) encontrou que em aço Fe-17Mn, o carbono aumenta a cinética da transformação da austenita para a martensita ϵ , enquanto que a transformação da martensita ϵ já existente para a martensita α' é desacelerada. Ainda há uma maior tendência de formação de macla dentro da martensita ϵ . Além disso, foi verificada que a transformação induzida por

deformação da pré-existente ε para α' foi benéfica para a alongação, enquanto que a transformação γ para ε leva a um aumento na resistência. Entre seus resultados, nota-se que o carbono pode ter aumentado a resistência da fase ε , mas diminuído sua ductilidade. A Figura 6 e a Tabela 1 apresentam os resultados citados.

Curtze e Kuokkala (2010) encontraram uma grande influência da taxa de deformação nas propriedades mecânicas de diferentes aços TWIP, como mostra a Figura 7. Nota-se que houve um acréscimo na resistência, o que já seria esperado devido ao maior encruamento que o material sofre com maiores valores de deformação, e também um aumento na ductilidade do material, onde o efeito esperado seria o contrário. O fato de o material apresentar uma maior alongação devido à maior taxa de deformação pode ser atribuído a EFE que o material possui, como será exposto nas secções seguintes.

Figura 6 - Curva tensão-deformação de aços com diferentes quantidades de Carbono.



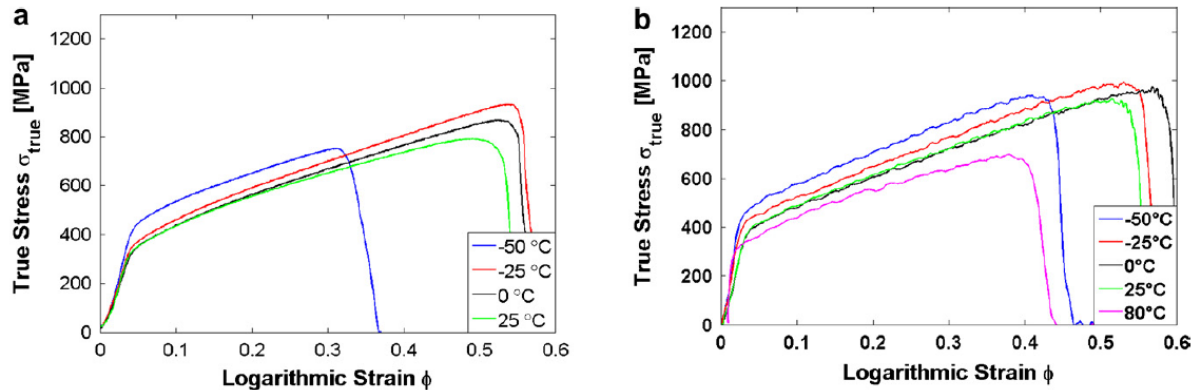
Fonte: Seol *et al.* (2013).

Tabela 1 - Fração volumétrica (V_f em %) de cada fase após a deformação e a diferença (ΔV em %) entre as frações antes e depois da deformação.

Amostra	Austenita		Martensita ε		Martensita α'
	V_f	$ \Delta V $	V_f	$ \Delta V $	$ \Delta V $
Aço 0,01 C	16,9	7,1	58,0	18,0	25,1
Aço 0,1 C	34,0	14,0	48,5	3,5	17,5
Aço 0,2 C	18,5	41,0	68,7	30,6	12,8

Fonte: Seol *et al.* (2013).

Figura 7 - Tensão verdadeira vs. logaritmo da deformação verdadeira do aço Fe-28Mn-1,6Al-0,28Si-0,08C à diferentes temperaturas e taxas de deformação (a) 10^{-3} s^{-1} e (b) 1250 s^{-1} .



Fonte: Curtze e Kuokkala (2010).

Com relação ao Nb, há um aumento na resistência e na plasticidade para aços Fe-14Mn-0,9C (CAO *et al.*, 2014). O aumento de resistência pode ser, neste caso, atribuído à precipitação de NbC, quanto que a maior plasticidade pode ser atribuída ao favorecimento a formação de macla com a adição de Nb. O Nb, assim como outros elementos de liga, aumenta a EFE, facilitando a formação de macla durante a deformação, como será visto nas próximas secções.

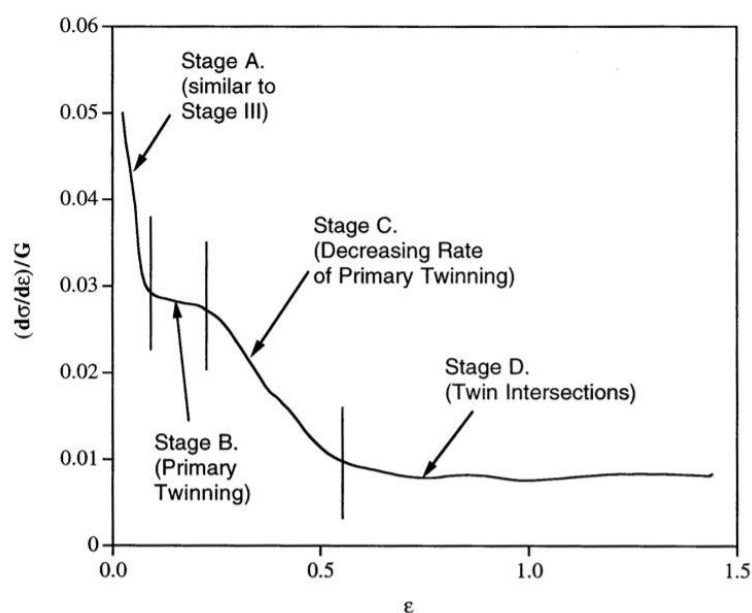
Com a adição de Alumínio, têm-se uma redução na resistência com melhora na ductilidade à temperatura ambiente. Além disso, em aço sem adição de Alumínio, a taxa de encruamento é maior, conseguindo-se valores de tensão maiores com menores deformações (HAMADA; KARDJALAINEN; SOMANI, 2007). Quanto a outros elementos de liga, seus efeitos são relacionados à EFE do material, como o silício que sustenta a transformação $\gamma \rightarrow \epsilon$ (GRASSEL *et al.*, 2000). O Silício também participa com um forte aumento de resistência por solução sólida (COOMAN, 2007). Níquel e cobre estabilizam a austenita em relação à martensita ϵ , enquanto que o cromo tem efeito contrário, favorecendo a transformação.

Em aços TWIP, entre as principais razões para a combinação de elevada resistência e plasticidade é: (1) a redução do caminho médio das discordâncias, especialmente para discordâncias no plano de deslizamento cruzando o plano de macla, (2) a contribuição de tamanho para o aumento de resistência das maclas de deformação muito finas, e (3) a alta capacidade de armazenamento de discordâncias, devido à forte inibição de deslizamentos cruzados resultado de um baixo valor de EFE, um aumento na energia de constrição de discordâncias e a separação de discordâncias pela macla de deformação (COOMAN, 2007).

Em relação ao encruamento, aços de estrutura CFC e baixa EFE apresentam quatro estágios de encruamento. No estágio 1, há uma diminuição do encruamento, semelhante ao

estágio 3 de metais de elevada EFE tais como o cobre, enquanto que no estágio 2 é mantida uma taxa constante de encruamento ao mesmo tempo em que maclas de deformação primária são formadas na microestrutura. O estágio três é marcado por outra diminuição do encruamento, atribuída à menor taxa de formação de maclas primárias. No último estágio, é encontrada uma taxa de encruamento constante, provavelmente relacionado ao início da formação de maclas secundárias que intersectam as maclas primárias e impedem o deslizamento (ASGARI *et al.*, 1997). A Figura 8 mostra um gráfico do encruamento pela deformação da liga MP35N.

Figura 8 - Os quatro estágios do encruamento em compressão simples da liga MP35N, com o mecanismo de deformação proposto.



Fonte: Asgari *et al.* (1997).

Este comportamento faz com que estes materiais apresentem elevada plasticidade e resistência mecânica, possibilitando seu controle por meio da fabricação de materiais que mesquem as propriedades com a formação de maclas e martensitas ϵ e α' . Valores mais elevados de resistência podem então ser alcançados com a maior resistência das martensitas ϵ e α' de teores de médio e alto carbono, e maior plasticidade por meio da formação de maclas de deformação.

Alumínio e Carbono também são adicionados em grandes quantidades ($Al > 10\% p.$ e $C > 1\% p.$) em ligas de elevado teor em manganês, para diminuir sua densidade e se conseguir elevados valores de resistência entre 700-1100 Mpa e ductilidade à temperatura ambiente acima de 60% (FROMMEYER; BRUX, 2006). Estes valores podem ser atribuídos à presença de nano carbonetos κ e pequeno percentual de ferrita (fase de estrutura CCC) (PARK, 2013). Esta fase

umenta a resistência através do endurecimento sem a grande redução na ductilidade. Quanto ao mecanismo de deformação vigente, está a formação de bandas de cisalhamento homogêneas, que melhoram significativamente a ductilidade, seguida pelo deslizamento de discordância (FROMMEYER; BRUX, 2006).

3.1.3 Aplicações

Uma vez que aços estruturais se tornam frágeis às temperaturas criogênicas, a tenacidade requerida faz com que materiais para aplicação criogênica devam ser fabricados de ligas especiais que mantenham a tenacidade à baixa temperatura. Estas ligas incluem aços 9%Ni, aços inoxidáveis austeníticos, aços maraging, titânio, alumínio, e ligas de níquel, em que a maioria destes apresenta custo elevado.

Aços com elevado teor de manganês conseguem manter boa tenacidade a baixas temperaturas por conta da estrutura CFC, que não possui transição dúctil-frágil, além de possuírem boa resistência mecânica e plasticidade (CHOI *et al.*, 2012). Além disso, este aço torna-se forte concorrente ao aço 9%Ni devido ao custo bem menor do Mn, frente ao custo do Níquel.

Quanto a indústria automotiva, a maioria dos aços ferríticos utilizados possuem alongação menor que 25%, e relativamente baixa resistência a tração ($\ll 1$ GPa), enquanto aços TWIP e TRIP possuem elevados valores de resistência e alongação, conseguindo-se assim uma maior economia quanto a redução de material (COOMAN, 2017). Estes aços são atrativos potenciais devido a sua capacidade de absorver energia quando sofrem algum tipo de impacto (BOUAZIZ; ALLAIN; SCOTT, 2008).

3.2 Stacking Fault Energy – SFE (Energia de Falha de Empilhamento – EFE)

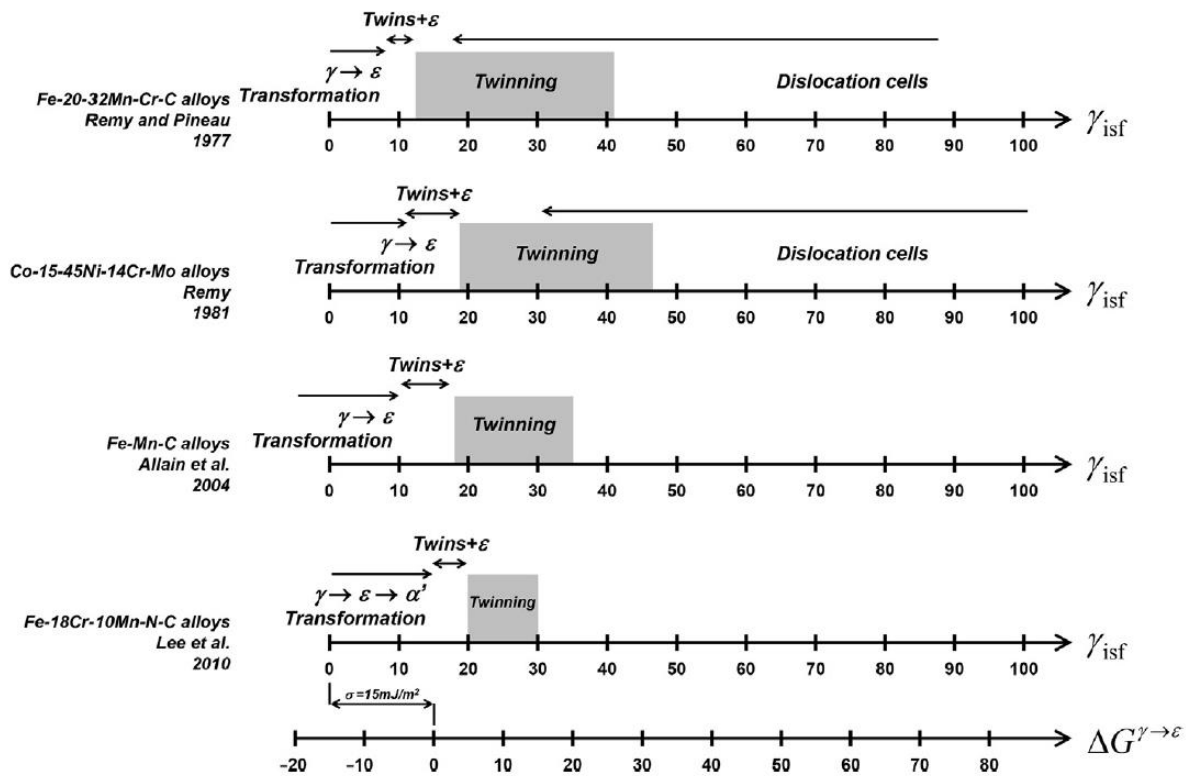
Falha de empilhamento é um defeito em duas dimensões, que é introduzido no material principalmente por deformação mecânica e, assim, torna-se um ponto crucial no comportamento plástico da deformação plástica de ligas CFC (DAS, 2016). Devido a falha de empilhamento, discordâncias são conectadas a um determinado plano de deslizamento, assim, as discordâncias em espiral possuem um certo plano de deslizamento (DAS, 2016).

Elevada ductilidade, tenacidade, resistência e encruamento são associadas com a ativação e interação entre vários mecanismos, incluindo deslizamento, maclação, microvoides e transformação de fases. A EFE tem um papel chave nas atividades destes mecanismos,

especialmente em aços TWIP (GUMUS *et al.*, 2016). Além disso, metais com elevada falha de empilhamento (baixa EFE) encruam mais rapidamente, sofrem maclação mais rapidamente no recozimento, enquanto que metais com elevada EFE apresentam estrutura de deformação bandeada (DAS, 2016).

O mecanismo de deformação, e conseqüentemente, as propriedades mecânicas de metais CFC são fortemente relacionadas à EFE, que é o parâmetro de nucleação mais crucial para determinar se maclação, transformação martensítica ou simplesmente o deslizamento de discordâncias ocorrerão durante a deformação do material (CURTZE; KUOKKALA, 2010). As faixas de EFE empíricas em que específicos modos de deformação são ativados são mostrados na Figura 9.

Figura 9 - Faixas de EFE para transformação, maclação por deformação e deslizamento de discordâncias em ligas ferrosas CFC para liga de Fe-(20-32)%Mn-Cr-C (em % p.), ligas de Co-(15-45)%Ni-14Cr-Mo (em % p.), aços TWIP e aço Fe-18%Cr-10%Ni-C-N.



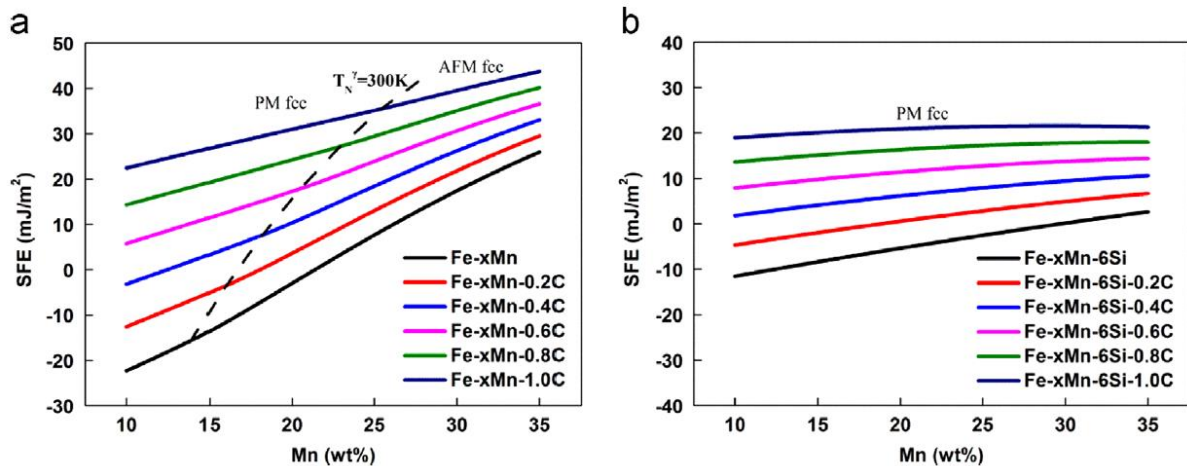
Fonte: Remy e Pineau, 1997. Rémy, 1981. Allain *et al.*, 2004. Lee *et al.*, 2007.

Baixos valores de EFE ($\text{EFE} < 15 \text{ mJ/m}^2$) resultam em transformação de fase sólido-sólido induzida por tensão ou deformação (efeito TRIP), enquanto que em valores intermediários ($15 \text{ mJ/m}^2 < \text{EFE} < 45 \text{ mJ/m}^2$) o mecanismo de maclação é ativado, e para

elevados valores de EFE ($EFE > 45\text{mJ/m}^2$), delizamento de discordâncias e bandas de cisalhamento são formadas.

Dois fatores afetam fortemente a EFE de um material: composição química (DAS, 2016) e temperatura (CURTZE; KUOKKALA, 2010). Elementos químicos contribuem de diferentes formas para a energia de falha de empilhamento de uma mesma liga metálica. O carbono, por exemplo, não altera a EFE em aços inoxidáveis austeníticos, enquanto que aumenta a EFE em ligas Fe-Mn, suprimindo a fase martensítica que é característica deste tipo de liga, e ativando o mecanismo de maclação por deformação (DAS, 2016). Xiong *et al.* (2014) encontrou, por meio de cálculo termodinâmico, que o carbono aumenta significativamente a EFE de aços TWIP devido a grande contribuição na parte química, apesar do decréscimo em relação a contribuição magnética. Também foi encontrado que o efeito do silício na EFE de aços Fe-Mn-C-Si depende do teor de Mn. Quando o teor de Mn está abaixo de 17%, a EFE aumenta com o aumento do Si até um valor crítico, além do que decresce após este valor. A Figura 10 mostra o efeito do Si, Mn e C na EFE de aços Fe-Mn-Si-C. Na Figura 10 também é possível notar que o Si tem o efeito de anular o crescimento da EFE com o aumento do Mn, além de diminuir o efeito do C no aumento da EFE.

Figura 10 - Variação da EFE em função do teor de Mn com teores específicos de C e Si de aços Fe-Mn-Si-C à 27°C: (a) aço Fe-xMn-(0-1)C e (b) aço Fe-xMn-6Si-(0-1)C.



Fonte: Xiong *et al.* (2014).

Cobre, adicionado em ligas Fe-Mn-C-Al, aumenta a EFE, enquanto que o mesmo também retarda a cinética de formação das maclas (LEE *et al.*, 2011). Níquel, por sua vez, também aumenta a EFE, além de estabilizar a austenita, assim como o Cobre (DAS, 2016).

Xiong *et al.* (2014), em pesquisa com diferentes composições de aços com elevado teor de Mn, relacionou a EFE de cada material com o mecanismo de deformação que cada material apresentava após a deformação. De posse de seis aços com diferentes composições, foi realizado o mesmo tratamento térmico de solubilização, e logo após os materiais foram submetidos a deformação de 10% para posterior avaliação da mudança na microestrutura. As transformações ocorridas em cada material apresentaram boa aproximação do previsto pelo cálculo da EFE de cada uma das ligas. A Tabela 2 mostra as composições das ligas estudadas bem como o valor da EFE calculada para cada material. A Figura 11 apresenta as microestruturas das ligas antes e após deformação de 10%.

Tabela 2 - Composição química e EFE calculada dos aços experimentais.

Aço	Composição química (% p.)				EFE (mJ/m ²)	Mecanismo de deformação
	Mn	Si	C	Fe		
A	17,13	5,71	0,32	Bal.	2,9	$\gamma \rightarrow \epsilon$
B	17,69	4,76	0,46	Bal.	8,1	$\gamma \rightarrow \epsilon$
C	16,42	3,00	0,59	Bal.	12,5	$\gamma \rightarrow \epsilon + \text{Macla}$
D	13,08	1,23	0,96	Bal.	23,4	Macla
E	16,88	5,25	0,52	Bal.	8,9	$\gamma \rightarrow \epsilon$
F	16,54	1,31	1,04	Bal.	28,5	Macla

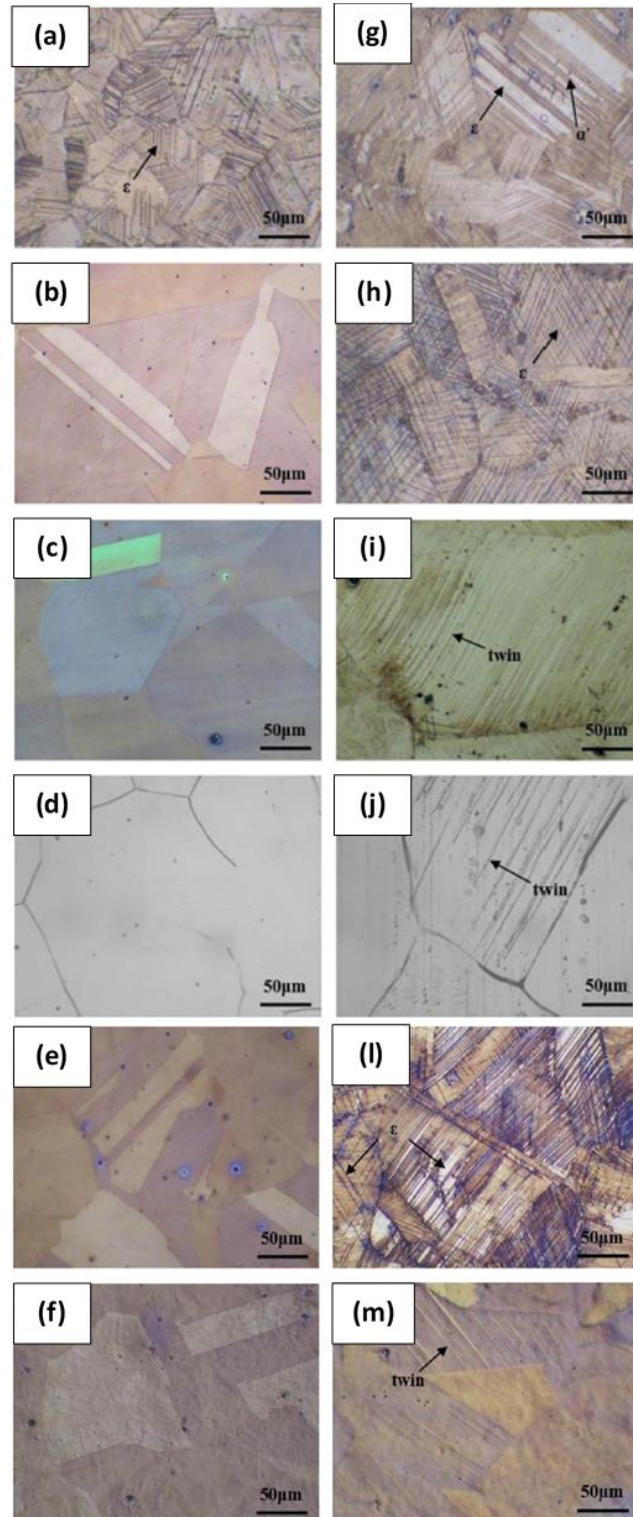
Fonte: Xiong *et al.* (2014).

Nota-se que para a liga A, a martensita ϵ já está presente antes da deformação. Isso se deve pelo fato de a energia livre ter valores muito baixos, pois a EFE é calculada, entre outras contribuições, com a energia livre de transformação entre as fases γ e ϵ . Apesar dos resultados apresentarem uma clara relação entre a EFE e o mecanismo de deformação vigente, outros fatores podem influenciar na formação de fase/macla, tais como quantidade de deformação, temperatura e tamanho de grão.

Curtze e Kuokkala (2010) mostraram que para uma liga Fe-28Mn-1,6Al-0,28Si-0,08C, com uma EFE de 27 mJ/m² à temperatura ambiente, o aumento da temperatura faz com que a EFE aumente. O mesmo mostra que em ensaio à elevada taxa de deformação, a maior temperatura alcançada (cerca de 90°C a mais) é suficiente para aumentar a EFE para valores que possibilitem a deformação por deslizamento, ao invés de maclação, reduzindo a

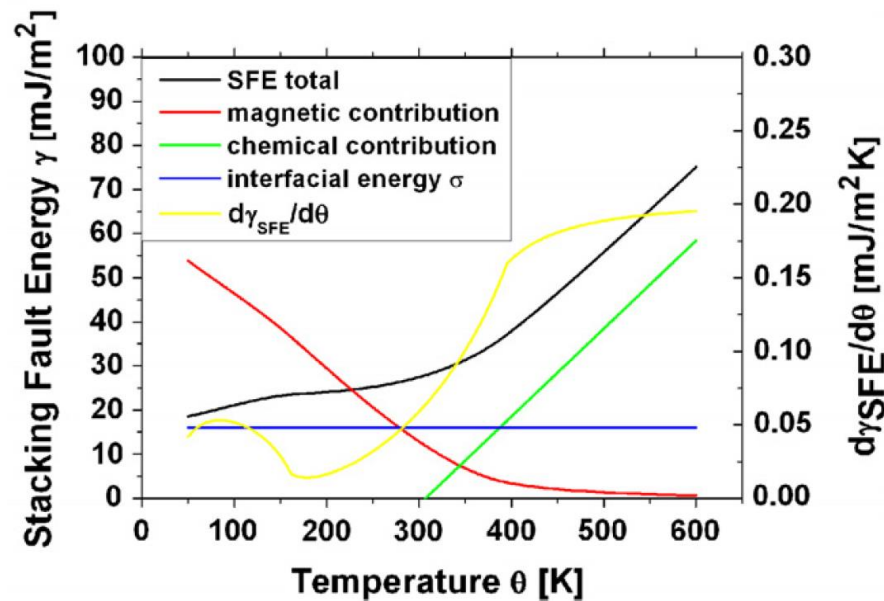
plasticidade alcançada. A Figura 12 mostra a influência da temperatura na EFE e nos diferentes componentes de energia encontrados por Curtze e Kuokkala.

Figura 11 - Micrografias óticas dos aços A, B, C, D, E e F (a, b, c, d, e) antes e (g, h, i, j, k, l, m) após deformação de 10 %, respectivamente.



Fonte: Xiong *et al.* (2014).

Figura 12 - EFE do aço Fe-28Mn-1,6Al-0,28Si-0,08C como função da temperatura θ , separado nas componentes química, magnética e interfacial.



Fonte: Curtze e Kuokkala (2010).

3.2.1 Técnicas de determinação da EFE

Entre as aproximações computacionais, a aproximação termodinâmica e a *ab initio* são as mais utilizadas. Na aproximação termodinâmica, a EFE intrínseca é calculada por meio do método CALPHAD usado para a modelagem de propriedades termodinâmicas no equilíbrio de ligas multi-componentes. O método CALPHAD usa informações teóricas e experimentais para obter uma descrição termodinâmica completa das fases em equilíbrio e as propriedades termoquímicas dos sistemas da liga (COOMAN, 2017).

A aproximação *ab initio* é baseada no cálculo da energia de falha de empilhamento generalizada (GSFE – Generalized Stacking Fault Energy) superficial de um aço TWIP. A superfície GSFE representa a energia requerida para cisalhar duas partes de uma super célula com estrutura cristalina CFC no plano de deslizamento $\{111\}$ na direção $\langle 112 \rangle$. A superfície GSFE pode ser usada para entender a característica geral das barreiras energéticas na deformação por maclação e prever a maclabilidade do aço TWIP.

Ferreira e Mullner (1998) usaram microscopia eletrônica de transmissão para determinar a energia de falha de empilhamento, enquanto Whelan (1959) usou análises em perfil de linha com difração de raios-X para sua determinação. Apesar das diferentes formas de se determinar a EFE, o valor encontrado entre as técnicas não é aproximado e o erro pode fazer com que a previsão do mecanismo de deformação seja errônea.

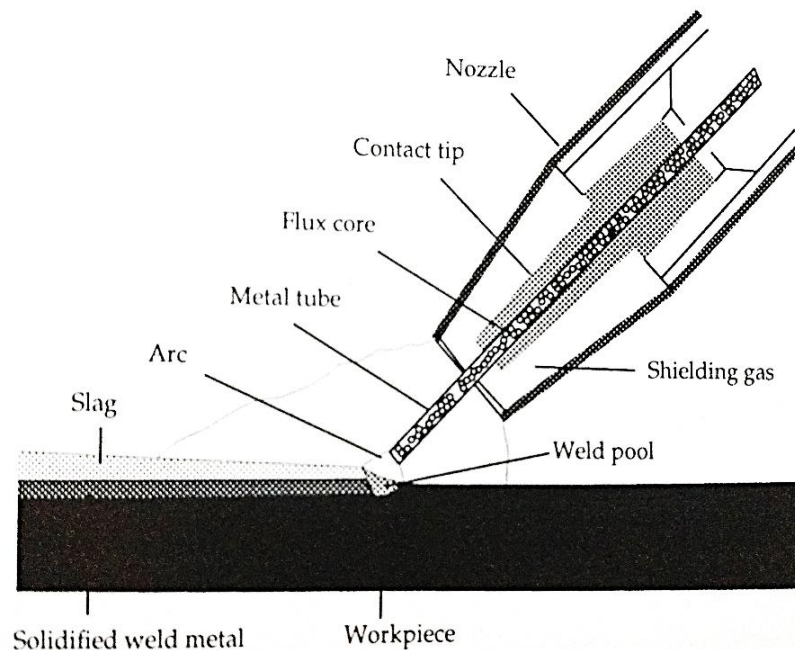
3.3 Soldagem

3.3.1 Arame tubular

Arares tubulares são feitos de tubos metálicos, alimentados com metal ou fluxo de pó, e sua vantagem quanto aos arames sólidos, está na produtividade, penetração atingida durante a soldagem e na qualidade do metal de solda (SVENSSON, 1994). A camada externa do tubo conduz a eletricidade que forma o arco, tornando-se o metal de adição, conforme este é consumido (ALORAIER; IBRAHIM; THOMSON, 2006). Neste tipo de soldagem, a área transversal do consumível é muito menor que em arames sólidos de mesmo diâmetro, necessitando-se de correntes menores para a fusão do eletrodo, pois a densidade de corrente se torna elevada devido a menor área.

A Figura 13 mostra um esquema da técnica de soldagem com arame tubular. O fluxo do arame tem a finalidade de formar escória, retirando elementos indesejados da zona fundida. Há dois tipos principais de arames tubulares: rútilico e básico. O tipo rútilico proporciona soldagens com poucos respingos, e sua matéria orgânica gera um gás de proteção, óxidos metálicos e elementos de liga, tais como o FeSi e o FeMn (também usados como elementos desoxidantes). No tipo de eletrodo básico, boa proteção gasosa é formada e a escória formada é básica, produzindo boa desoxidação e limpeza da zona fundida (SVENSSON, 1994).

Figura 13 - Esquemático do processo arame tubular.



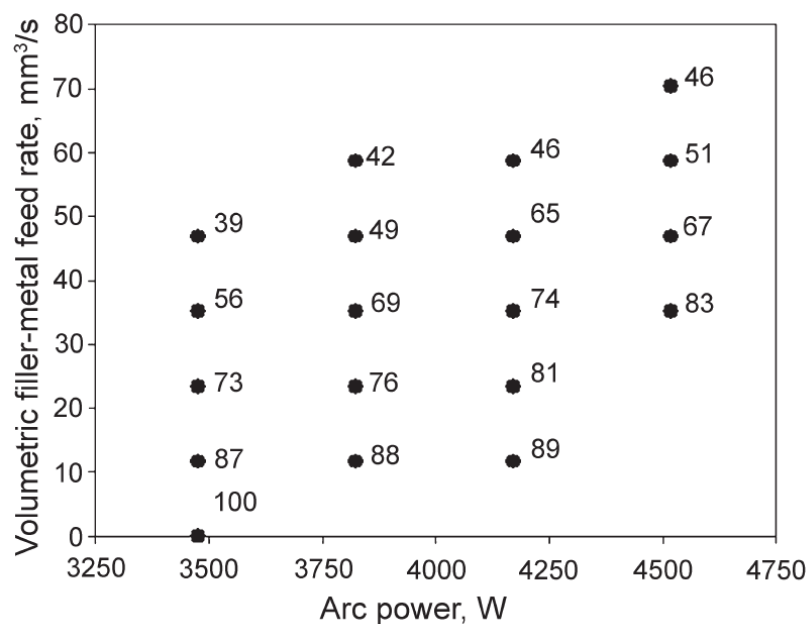
Fonte: Svensson, 1994.

3.3.2 Relação entre parâmetros de soldagem e o nível de diluição

Parâmetros de soldagem tais como a velocidade de soldagem, corrente, tensão, distância bico de contato-peça (DBCP) e ângulo da tocha são os principais parâmetros de soldagem no que se refere à mudanças na geometria dos cordões de solda. Palani e Murugan (2007) mostraram como as mudanças nos parâmetros de soldagem afetaram nas características dos cordões de solda em soldagem de revestimento em aço inoxidável, utilizando a técnica de arame tubular. Dentre os parâmetros, a diminuição da diluição foi um dos objetivos. Para esta, percebeu-se que o maior comprimento da DBCP foi o parâmetro que melhor afetou na redução da diluição com boa qualidade do cordão.

DuPont (2011) mostrou o efeito da potência do arco e da velocidade de alimentação no nível de diluição em soldagem com metal de adição IN625 em metal de base AL-6XN, como mostra a Figura 14. Foi encontrado que o aumento na potência do arco aumenta a diluição, pois mais calor é fornecido para uma mesma quantidade de metal, causando a fusão de maior quantidade de metal de base. Entretanto, o aumento na velocidade de alimentação para uma mesma potência de soldagem, diminui a diluição devido à maior quantidade de metal que é adicionada entre o arco e o metal de base, causando a redução na quantidade de calor fornecido a peça, e assim, reduzindo a quantidade de metal de base fundido.

Figura 14 - Matriz experimental de soldas produzidas em liga AL-6XN com metal de adição IN625. Os números dentro da matriz significam o nível de diluição.



Fonte: DuPont (2011).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Fluxograma de atividades

A Figura 15 apresenta o fluxograma da metodologia adotada no trabalho. O trabalho foi dividido em 5 etapas, sendo elas:

- Etapa 1 – Estudos Iniciais: etapa que compreendeu os estudos iniciais sobre o tema da pesquisa e formulação da metodologia e cronograma de atividades.
- Etapa 2 – Soldagem: esta etapa foi dividida em duas partes. A parte I consiste no estudo do efeito da composição química na zona fundida, em que foi utilizado o eletrodo PT400HM como metal de adição, e uma chapa de aço carbono SAE 1012 como metal de base. A parte II consiste no estudo da ZAC de um tubo centrifugado de alto teor em manganês submetido a soldagem com elevada e baixa energia, utilizando um eletrodo de liga INCONEL 625. Em ambas as partes foram realizadas soldagens exploratórias para determinação dos parâmetros de soldagem adequados e logo após, foram realizadas as soldagens em simples cordão para posteriores análises nas etapas seguintes. Além disso, apenas na parte da I, foi realizada análise geométrica dos cordões de solda para, principalmente, determinação do nível de diluição.
- Etapa 3 – Caracterização: na etapa de caracterização, retiraram-se amostras para preparação metalográfica, registro da microestrutura através de microscopia ótica e eletrônica de varredura e medidas de composição química e microdureza Vickers.
- Etapa 4 – Cálculo: estabeleceu-se o algoritmo para o cálculo da EFE. Com os resultados de composição química, foram determinadas as EFE das diferentes condições.
- Etapa 5 – Final: etapa de produção da dissertação.

4.2 Materiais

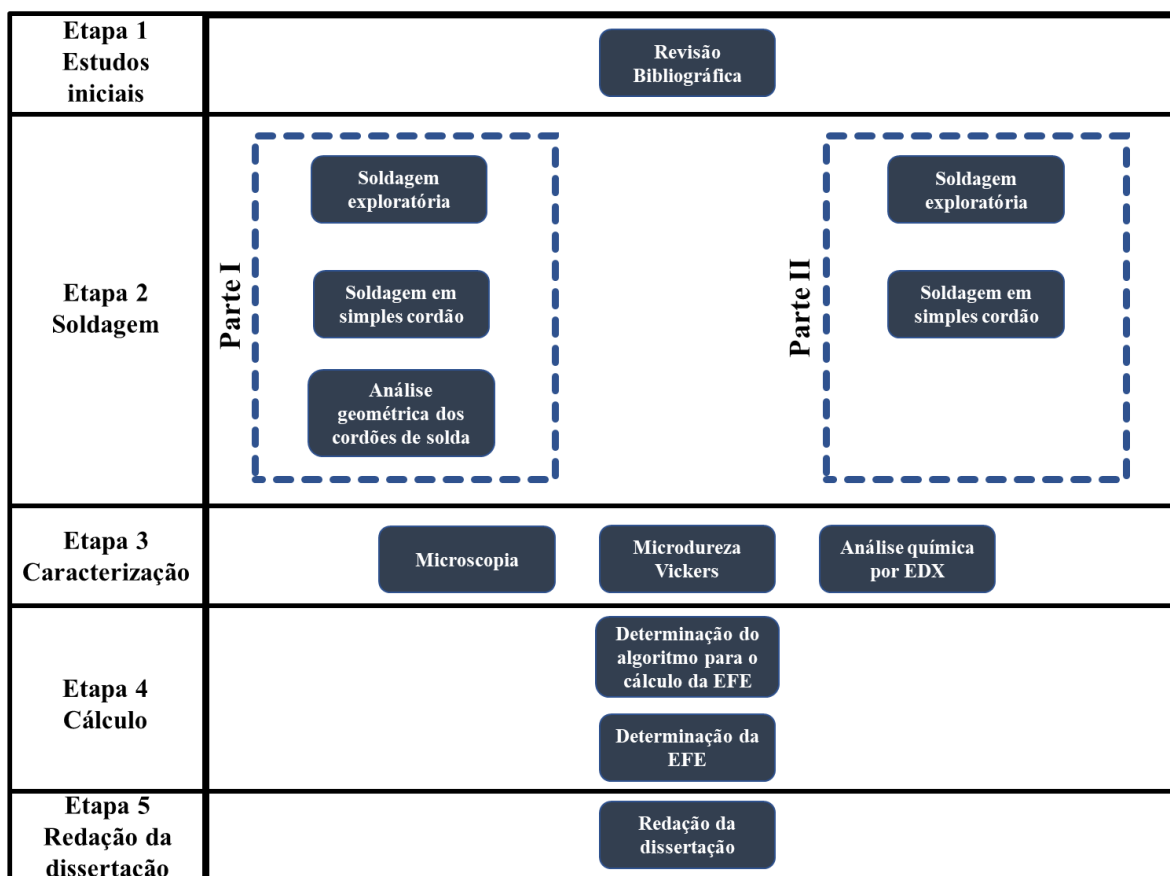
Para a parte I, foi utilizado como consumível de soldagem, o arame tubular PT-400 HM, fornecido pela Pohang Iron and steel Company - POSCO. O arame possui diâmetro de 1,2 mm. Como metal de base, utilizou-se chapa de aço SAE 1012 de espessura 10 mm.

Para a parte II, utilizou-se como consumível de soldagem, o arame sólido de liga de níquel INCONEL 625. O arame possui diâmetro de 1,14 mm. Como metal de base, utilizou-

se um tubo de aço com elevado teor de manganês, produzido por fundição centrífuga o qual se encontrava em seu estado bruto de fusão. O tubo apresenta parede com espessura de 27 mm.

A Tabela 3 mostra a composição do eletrodo PT-400HM, da chapa de aço SAE 1012 e do tubo centrifugado. A composição do eletrodo foi fornecida pelo fabricante, enquanto a composição do tubo e da chapa, foi realizada por espectroscopia de emissão ótica.

Figura 15 - Fluxograma da metodologia adotada no trabalho.



Fonte: Própria do autor.

Tabela 3 - Composição química dos materiais utilizados.

	Mn	Si	C	Cr	Ni	Fe	Outros
PT – 400 HM	18-24	—	Máx. 0,25	1,5 – 4	4 – 8	Bal.	W, Mo
SAE 1012	0,6	—	0,12	—	—	Bal.	—
Tubo	27,2	0,94	0,0027	0,17	0,08	Bal.	—

Fonte: Própria do autor.

4.3 Metodologia

Foi utilizada a técnica de soldagem Arame Tubular, utilizando bancada robotizada com o robô da marca Kuka, para melhor ajuste dos parâmetros de soldagem. Utilizou-se de uma fonte de soldagem da marca Merkle operando no modo tensão constante. As soldagens foram realizadas na posição horizontal, com a tocha posicionada a 90° da superfície da chapa, em soldagem com simples cordão. O gás de proteção utilizado foi uma mistura de Ar + 25% CO₂ para as soldagens da parte I, e Ar + 25%He para as soldagens da parte II. As chapas passaram por etapa de esmerilhamento e limpeza para remoção da camada oxidada antes do processo de soldagem, para completa limpeza da superfície da chapa.

4.3.1 Soldagem

As soldagens foram realizadas no Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem – LPTS. Foram realizadas soldagens exploratórias a fim de se estabelecer diversos parâmetros de soldagem que proporcionassem estabilidade do arco e, ao fim, bons cordões de solda. Desta forma, para as soldagens da parte I, determinaram-se 11 condições de soldagem variando-se a corrente, tensão, velocidade de alimentação e velocidade de soldagem, como mostra a Tabela 4. Nesta parte do trabalho, foi utilizada fonte operando em tensão constante. A DBCP utilizada em todas as condições de soldagem foi de 20 mm e os valores de corrente e tensão foram adquiridos através do software de aquisição CatmanEasy.

As condições encontram-se fora de ordem, pois a nomenclatura destas foi dada segundo ao seu nível de diluição, como será mostrado mais à frente. Isso tornará mais clara a análise e correlação entre os resultados de microestrutura, energia de falha de empilhamento e composição química. Assim, preferiu-se na Tabela 4, apresentar as condições na ordem de mudança dos parâmetros.

Para a parte II, determinaram-se 2 condições de soldagem. Uma à energia elevada e outra à baixa energia. A Tabela 5 mostra os parâmetros de soldagem utilizados. Utilizou-se nessa parte do trabalho, fonte operando em corrente constante, sendo utilizada a técnica de corrente pulsada para baixa energia e corrente contínua para elevada energia.

Tabela 4 - Parâmetros de soldagem utilizados (para as soldagens da parte I)

Parâmetros de Soldagem						
Condição	Potência (W)	Corrente (A)	Tensão (V)	Vel. de sold. (cm/min)	Val. De alim. (m/min)	Energia (kJ/mm)
B10	7480	220	34	15	10	3,0
B11	7480	220	34	22	10	2,0
A4	7480	220	34	30	10	1,5
A3	7480	220	34	45	10	1,0
B7	9758	287	34	30	20	2,0
B8	8840	260	34	30	16	1,8
A2	5100	150	34	30	7	1,0
A6	9724	286	34	45	20	1,3
A5	5890	190	31	30	8	1,2
A1	9200	230	40	45	12	1,2
B9	10000	250	40	30	12	2,0

Fonte: Própria do autor.

Tabela 5 - Parâmetros escolhidos para soldagem a alta e baixa energia no tubo de aço Fe-27Mn-1Si (para as soldagens da parte II)

Parâmetros	Baixa Energia	Alta Energia
Ip (A)	300	
Ib (A)	100	280
Imédia (A)	165	
tp (ms)	2,5	-----
tb (ms)	5	-----
Velocidade de alimentação (m/min)	7,5	12
Velocidade de soldagem (m/min)	0,4	0,25
U (V)	30	38
Energia Bruta (kJ/mm)	0,75	2,5

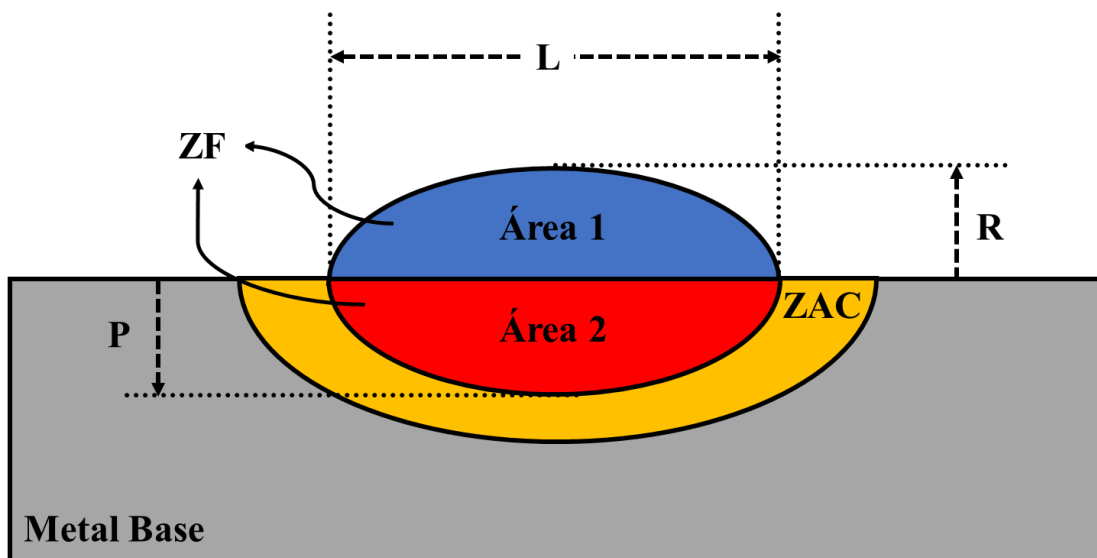
Fonte: Própria do autor.

4.3.2 Análise geométrica dos cordões de solda

Amostras foram cortadas em máquina de polycorte (serra fita), no LPTS, retirando-se amostras da secção transversal dos cordões. Utilizou-se de metalografia para a preparação da superfície da amostra. Assim, foram realizadas as etapas de lixamento e polimento da superfície a ser analisada, seguido de ataque químico com reagente Nital 5% (5 % de HNO₃ + 95 % H₂O), para produção de contraste suficiente entre a zona fundida e o metal de base. O nível de diluição foi calculado pela análise da geometria obtida por meio de análise macrográfica. Apenas na parte I foi determinado o nível de diluição, pois apenas nessa parte, a composição da zona fundida é de interesse para o presente trabalho.

Utilizou-se do software de processamento de imagem ImageJ para determinação da geometria dos cordões de solda. A Figura 16 mostra um esquema da determinação da geometria dos cordões.

Figura 16 - Esquema da determinação da geometria dos cordões de solda.



L : Largura

R: Reforço

P : Penetração

ZAC: Zona Afetada pelo Calor

ZF : Zona Fundida

D : Diluição

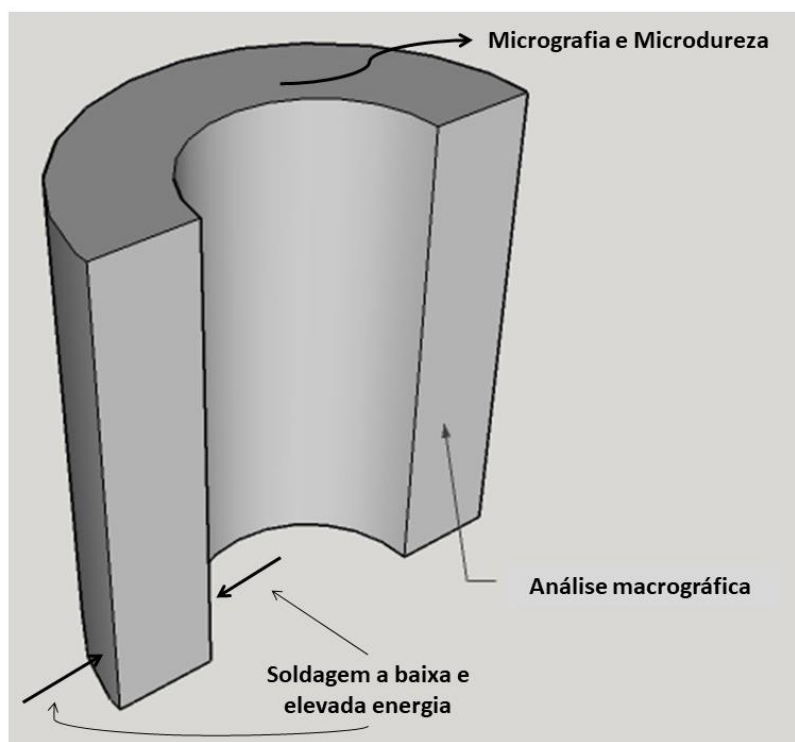
$$D = \frac{\text{Área 2}}{\text{Área 1} + \text{Área 2}}$$

4.3.3 Microestrutura e análise química

Para a parte I, amostras da secção transversal dos cordões foram submetidas a preparação metalográfica convencional seguindo as etapas de: corte, lixamento com lixas d'água até granulometria de 1200 mesh, polimento com pasta de diamante de granulometria de até 1μ , seguidas de polimento com sílica coloidal por 2 horas, velocidade de 15 rpm e força de 1 kgf. Logo após as amostras foram submetidas a ataque químico com reagente Nital 5 %.

Para a caracterização do tubo centrifugado (parte II), foram retiradas amostras da secção longitudinal, como mostra a Figura 17. As amostras foram submetidas a lixamento e polimento com pasta de diamante, como citado para as outras condições. Entretanto, não foi possível a realização do polimento com sílica coloidal, pois a solução ataca severamente o material do tubo. Assim, optou-se pelo polimento e ataque eletrolítico com reagente 10 % Ácido Perclórico + 90 % de Álcool Metílico, utilizando tensão de 30 V por 50 segundos.

Figura 17 - Esquema da superfície de análise do tubo centrifugado.



Fonte: Própria do autor.

Foi utilizado microscópio eletrônico de varredura (MEV) Phillips XL50, acoplado com detector de espectrometria dispersiva de raios-X. Para registro das imagens e determinação da composição química via EDX, foi utilizada tensão de 20 kV. Foram utilizadas as técnicas de

análise química pontual, na qual a análise química é realizada em um ponto escolhido na microestrutura.

Foram escolhidos 3 pontos dentro das regiões de cada uma das fases presentes, e realizado a média das três composições. Adicionalmente, foi realizado a composição química em área, na qual é selecionado uma área e realizada a composição química através de vários pontos aleatórios nesta mesma região, possibilitando a análise da composição aproximada da zona fundida. Por fim, utilizou-se da técnica de mapeamento químico, a qual fornece, em determinada área analisada, as regiões de maior concentração do elemento em análise. Dessa forma, é gerado mapas de concentração para cada elemento químico. Essa análise é qualitativa, e permite visualizar as regiões de microsegregação de cada elemento, se assim houver.

4.3.4 Determinação da Energia de Falha de empilhamento e dos diagramas de fases

Para a determinação da EFE, foi escolhido o método termodinâmico, o qual leva em consideração a densidade planar molar do plano de empilhamento, a contribuição química e magnética na energia livre de Gibbs de cada um dos elementos presentes, e contribuição da interação entre os elementos na energia de Gibbs. Para o cálculo, escolheu-se os elementos: ferro, manganês, carbono, silício, níquel, cromo, cobre e alumínio. A temperatura para o cálculo foi de 300 K (27 °C). O cálculo não é válido para temperaturas abaixo de 298 K, visto que algumas equações utilizadas no presente trabalho, não são válidas para temperatura abaixo desta.

Para a determinação dos diagramas de fases, foi utilizado o software de simulação termodinâmica Thermocalc®. Foram plotadas curvas da fração mássica de austenita pela temperatura para todas as condições estudadas com o objetivo de determinar a influência do teor de manganês na estabilização da austenita.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Determinação da Energia de Falha de Empilhamento

A falha de empilhamento (FE) na estrutura CFC é um defeito bidimensional formado entre discordâncias parciais, em que a sequência de empilhamento regular dos planos (111) é perturbada (CURTZE; KUOKKALA, 2010). A mudança na sequência de empilhamento produz uma interface separando duas regiões da matriz (CURTZE; KUOKKALA, 2010). Devido a mudanças na composição química, a FE pode ser tratada como um caso específico de uma interface de Gibbs (FERREIRA; MULLNER, 1998). Alternativamente, esta FE pode ser tratada como uma fase separada com um diferente empilhamento, HCP, e dois contornos de interface paralelos ao plano de falha (CURTZE; KUOKKALA, 2010). As interfaces resultam de uma diferença no espaçamento devido ao gap formado entre a matriz e a fase de falha de empilhamento (FFE) (HIRTH; COHEN, 1970).

Ao introduzir uma falha de empilhamento em uma sequência de empilhamento não perturbada de um cristal perfeito, uma mudança na energia de Gibbs, ΔG , irá ocorrer, cuja magnitude deve ser a mesma independentemente da abordagem, isto é, abordagem superficial ou volumétrica. Dessa forma:

$$\Delta G_{\text{int}} = \Delta G_{\text{vol}} \quad (1)$$

A mudança na energia de Gibbs no caso de uma abordagem interfacial pode ser expressa como:

$$\Delta G_{\text{int}} = A\gamma^{\infty} \quad (2)$$

Em que A é a área interfacial e γ^{∞} é a energia interfacial por unidade de área da interface. A mudança da energia de Gibbs em relação ao volume, por outro lado, pode ser expressa como:

$$\Delta G_{\text{vol}} = V^{\text{FFE}}(G_v^{\text{FFE}} - G_v^{\text{M}}) + 2A\sigma \quad (3)$$

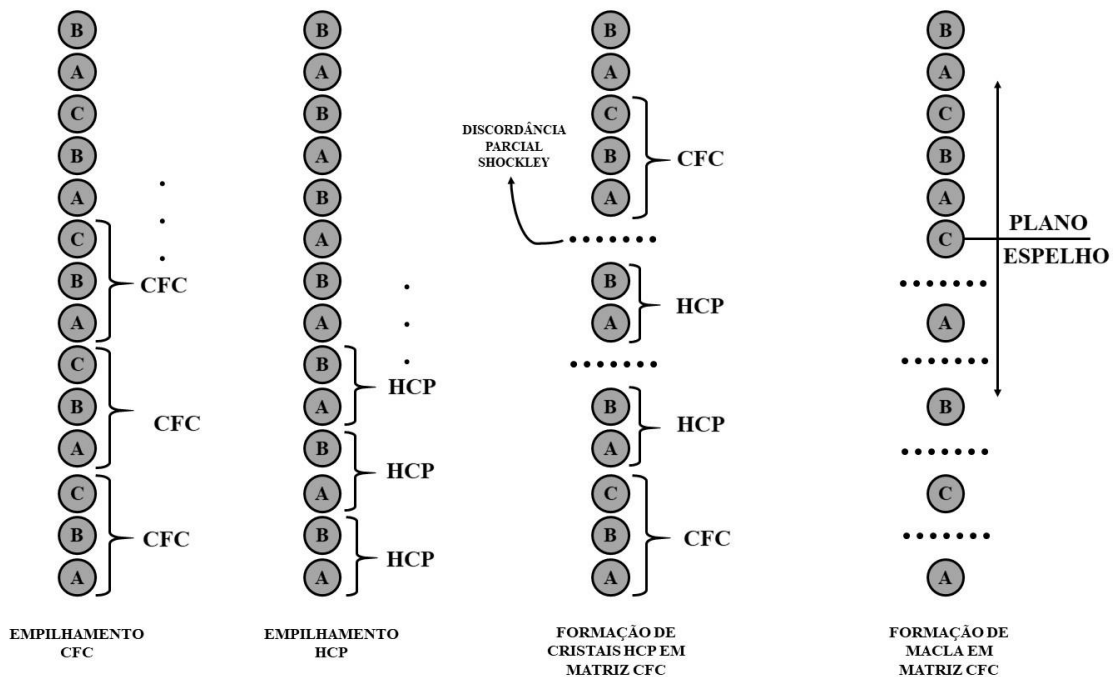
V^{FFE} é o volume da fase na falha de empilhamento (FFE), G_v^{FFE} e G_v^{M} são as energias de Gibbs por unidade de volume da FFE e da matriz, respectivamente, σ é a energia interfacial por unidade de área do contorno de fase.

Olson e Cohen (1976) explicaram de forma clara que para identificar a estrutura constituída por uma falha particular, nós usamos a seguinte regra: se o movimento de uma discordância por x planos produz uma estrutura em massa, então m de tais discordâncias de

espaçamento adequado produzem um embrião destas estruturas com uma espessura de $n = mx$ planos. A falha intrínseca pode ser formada pelo movimento de uma única discordância parcial Shockley em um plano compactado, enquanto o movimento de tais discordâncias em todo segundo plano produz um cristal HCP, com dois planos de espessura ($n=2$), logo $V^{FFE} = 2V^{HCP} = 2As$.

Pela mesma razão, uma falha de empilhamento extrínseca pode ser gerada pelo movimento de discordâncias parciais Shockley em dois planos compactados consecutivos. Uma vez que o movimento de tais discordâncias em todo plano compactado produziria uma macla CFC, podemos concluir que uma falha extrínseca é um embrião de macla, com dois planos em espessura ($n=2$). A Figura 18 é um desenho esquemático da influência da posição da discordância na formação de martensita ϵ ou macla (falha de empilhamento intrínseca e extrínseca, respectivamente). Como na teoria clássica da nucleação, a energia livre de tais embriões, relativa a rede perfeita, pode ser expressada em termos da diferença de energia livre química entre fases mãe e filha, ΔG^{CHEM} , uma energia de deformação (E^{def}), e uma energia de superfície verdadeira (σ) (OLSON; COHEN, 1976).

Figura 18 - Esquemático da influência da posição da discordância na formação de macla e martensita ϵ a partir de uma matriz de estrutura CFC.



Fonte: Própria do autor.

Substituindo (2) e (3) na equação (1) e diferenciando a equação (1) em relação a A, temos:

$$\gamma^\infty = 2s(G_v^{\text{FFE}} - G_v^{\text{M}}) + 2\sigma \quad (4)$$

Onde s é o espaçamento interplanar entre planos compactados e paralelos ao plano de falha. Na maioria dos casos é mais conveniente trabalhar com a energia de Gibbs molar. A EFE ideal é então expressa como:

$$\gamma_{\text{EFE}} = 2\rho\Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon} + 2\sigma \quad (5)$$

Em que ρ é a densidade de superfície molar do plano de empilhamento CFC (111) dado em mol/m², e $\Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$ é a variação da energia de Gibbs molar na transformação de fases $\gamma \rightarrow \varepsilon$, dada em J/mol.

A densidade de superfície molar, ρ , pode ser calculada como o número de átomos por unidade de área por número de mols do plano em questão. Dessa forma, para a estrutura CFC, ρ assume a forma:

$$\rho_{(111)} = \frac{4}{\sqrt{3}} \frac{1}{a^2 N} \quad (6)$$

Em que N é a constante de Avogadro e a é o parâmetro de rede da estrutura CFC. Nota-se, pela equação (6) que a densidade superficial molar é dependente apenas do parâmetro de rede.

A variação da energia de Gibbs molar, $\Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$, sobre a transformação de fases $\gamma_{\text{CFC}} \rightarrow \varepsilon_{\text{HCP}}$, pode ser escrita como a soma de outros três termos:

$$\Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon} = \sum \chi_i \Delta G_i^{\gamma \rightarrow \varepsilon} + \sum \chi_i \chi_j \Omega_{ij}^{\gamma \rightarrow \varepsilon} + \Delta G_{\text{mag}}^{\gamma \rightarrow \varepsilon} \quad (7)$$

Em que χ_i é a fração molar do elemento puro, $\Omega_{ij}^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$ é a energia livre em excesso em J/mol e $\Delta G_{\text{mag}}^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$ é a contribuição magnética da energia livre de Gibbs na transformação de fases $\gamma_{\text{CFC}} \rightarrow \varepsilon_{\text{HCP}}$, também dada em J/mol. $\Delta G_i^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$ pode ser escrita como:

$$\Delta G_i^{\gamma \rightarrow \varepsilon} = G_i^\varepsilon - G_i^\gamma \quad (8)$$

G_i^ε e G_i^γ é a energia de Gibbs molar do elemento puro no estado da fase em questão (CURTZE; KUOKKALA, 2010). Como a energia de Gibbs é representada como uma série de potências em termos da temperatura T , temos:

$$G_i^\phi = a + bT + cT + cT \ln(T) + \sum dT^n \quad (9)$$

O termo $\Omega_{ij}^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$ pode ser expresso pelas frações molares dos elementos em interação, juntamente com ${}^0L^\varphi$, função linear da temperatura, mas que independe da composição da liga, e ${}^1L^\varphi$, uma constante, como mostra a equação a seguir.

$$\Omega_{ij}^{\gamma \rightarrow \varepsilon} = ({}^0L^\varepsilon - {}^0L^\gamma) + ({}^1L^\varepsilon - {}^1L^\gamma) (\chi_i - \chi_j) \quad (10)$$

A contribuição magnética, $\Delta G_{\text{mag}}^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$, para a mudança na energia de Gibbs $\Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$ devido a transição Néel de cada fase φ , isto é, a transição paramagnética-ferromagnética, pode ser calculada por:

$$\Delta G_{\text{mag}}^{\gamma \rightarrow \varepsilon} = G_{\text{mag}}^\varepsilon - G_{\text{mag}}^\gamma \quad (11)$$

Segundo Hillert e Jarl (1978) a contribuição magnética de cada fase, pode ser calculada por:

$$G_{\text{mag}}^\varphi = RT \ln(\beta^\varphi + 1) f^\varphi(\tau^\varphi) \quad (12)$$

Onde:

$$\tau^\gamma = \frac{T}{T_{\text{NÉEL}}^\varphi} \quad (13)$$

R é a constante dos gases, T é a temperatura em questão, β^φ é o momento magnético da fase, uma função polinomial da composição, e $f^\varphi(\tau^\varphi)$ é uma função definida por Li e Hsu (1997). $T_{\text{NÉEL}}^\varphi$ é a temperatura de transição ferromagnética-paramagnética da fase φ .

O momento magnético da fase austenítica pode ser calculado como:

$$\beta^\gamma = \chi_{\text{Fe}}\beta_{\text{Fe}} + \chi_{\text{Mn}}\beta_{\text{Mn}} + \chi_{\text{Ni}}\beta_{\text{Ni}} - \chi_{\text{Cr}}\beta_{\text{Cr}} - \chi_{\text{Fe}}\chi_{\text{Mn}}\beta_{\text{FeMn}} - \chi_{\text{C}}\beta_{\text{C}} \quad (14)$$

$\chi_{\text{C}}\beta_{\text{C}}$ é um termo proposto por Weiming (1989) que leva em consideração a influência do carbono. β_{Fe} , β_{Mn} , β_{Ni} e β_{Cr} são valores empíricos para os momentos magnéticos dos elementos puros e seus valores são determinados por alguns autores como 0,7 e 0,62 para β_{Fe} e β_{Mn} , respectivamente (WU; HSU, 2000), 0,62 para β_{Ni} (ZHANG, 2002) e 0,8 para β_{Cr} (DINSDALE *et al.*, 1991). β_{FeMn} e β_{C} são definidos por (DUMAY *et al.*, 2008) como 0,64 e 4, respectivamente. Wu e Hsu (2000) propõem o cálculo do momento magnético da fase ε de acordo com a equação a seguir, onde foi introduzido o termo proposto por Dumay *et al.* (2008), referente a influência do carbono.

$$\beta^\varepsilon = \chi_{\text{Mn}}\beta_{\text{Mn}} - \chi_{\text{C}}\beta_{\text{C}} \quad (15)$$

$T_{\text{NÉEL}}^\gamma$ foi calculada segundo a equação (16), proposta por Jin *et al.* (2012), pois esta expressão apresenta melhor aproximação da temperatura do que as expressões

anteriormente utilizadas por Curtze *et al.* (2011), principalmente para ligas com baixo e médio teor em Mn.

$$T_{NÉEL}^{\gamma} = 10\chi_{Mn}^3 - 898,4\chi_{Mn}^2 + 1176\chi_{Mn} - 1992\chi_C - 1272\chi_{Si} - 661\chi_{Al} - 170\chi_{Cr} + 152,4 \quad (16)$$

$T_{NÉEL}^{\varepsilon}$ pode ser expressa como:

$$T_{NÉEL}^{\varepsilon} = 580\chi_{Mn} \quad (17)$$

A função f^{γ} (τ^{γ}), na equação (12), é uma função que contém uma afirmação condicional que explica a mudança no estado magnético, anteriormente proposta por (HILLERT; JARL, 1978). Para $\tau^{\varphi} \leq 1$, $f^{\varphi}(\tau^{\varphi})$ é dado por:

$$f^{\varphi}(\tau^{\varphi}) = 1 - \frac{\left[\frac{79\tau^{-1}}{140p} + \frac{474}{497} \left(\frac{1}{p} - 1 \right) \left(\frac{\tau^3}{6} + \frac{\tau^9}{135} + \frac{\tau^{15}}{600} \right) \right]}{D} \quad (18)$$

e para $\tau^{\varphi} > 1$:

$$f^{\varphi}(\tau^{\varphi}) = - \frac{\left[\frac{\tau^{-5}}{10} + \frac{\tau^{-15}}{315} + \frac{\tau^{-25}}{1500} \right]}{D} \quad (19)$$

D é dado pela expressão encontrada em (S. Curtze V. -T., 2011).

$$D = \frac{518}{1125} + \frac{11692}{15975} \left(\frac{1}{p} - 1 \right) \quad (20)$$

p é dependente da estrutura e descreve basicamente a fração da entalpia magnética que está absorvida acima da temperatura crítica (Néel). Para a maioria das fases comuns, o valor de $p = 0,28$ (CURTZE, KUOKKALA, 2010).

A Tabela 6 apresenta os valores numéricos e as funções utilizadas no cálculo da energia de falha de empilhamento. A Figura 19 mostra um fluxograma das equações do cálculo.

Tabela 6 - Valores numéricos e funções utilizadas para o cálculo da EFE. Continua.

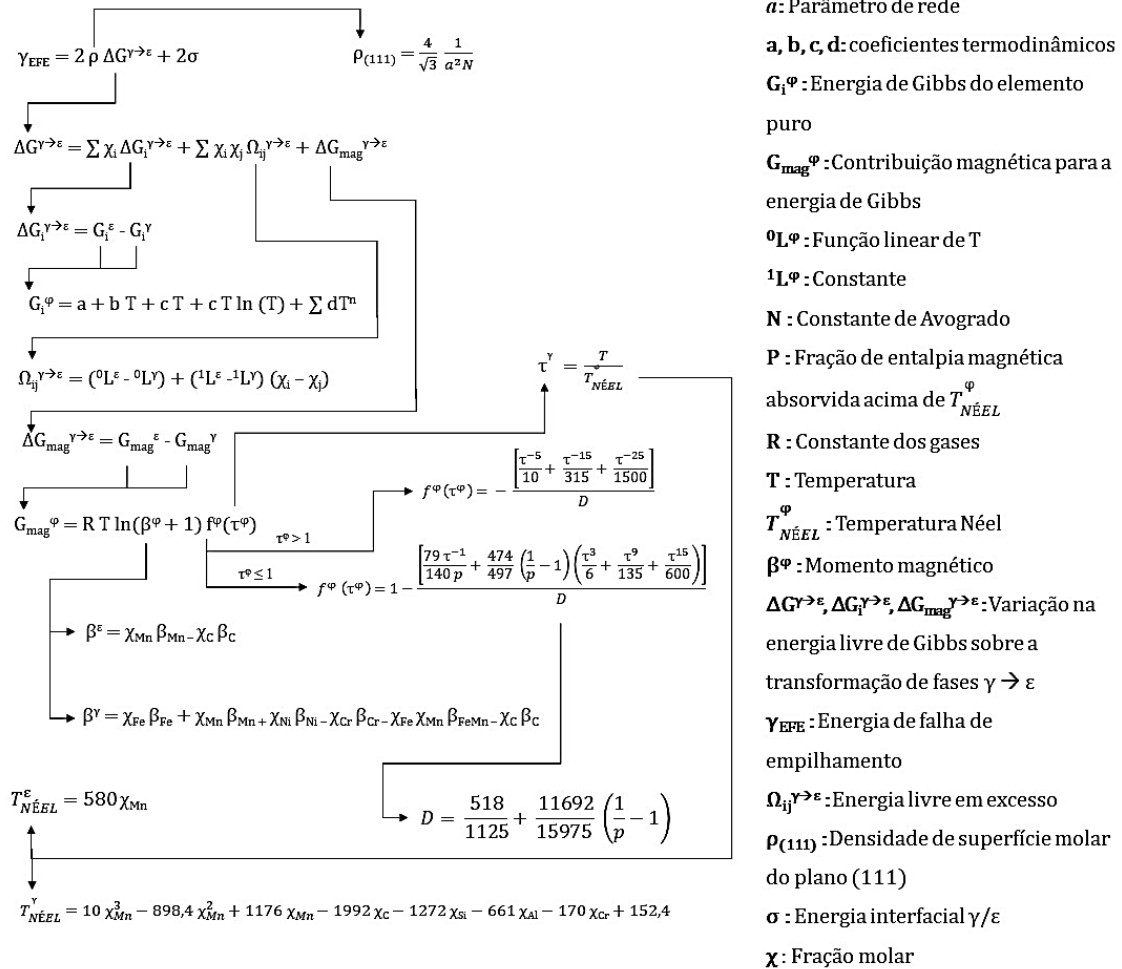
Parâmetros	Funções utilizadas	Referências
$\Delta G_{Fe}^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$	$-2243,38 + 4,309T$	Dinsdale (1991)
$\Delta G_{Mn}^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$	$-1000,00 + 1,123T$	Dinsdale (1991)
a	$3,6 \times 10^{-10} \text{ m}$	
N	$6,023 \times 10^{-23}$	
$\Delta G_{Ni}^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$	$1046 + 1,255T$	Ishida (1976)
$\Delta G_{Cr}^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$	$1370,00 - 0,163T$	Ishida (1976)
$\Delta G_{Si}^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$	$-560 - 8T$	Dumay <i>et al.</i> (2008)

Tabela 6 - Valores numéricos e funções utilizadas para o cálculo da EFE. Conclusão.

Parâmetros	Funções utilizadas	Referências
$\Delta G_{Cu}^{\gamma \rightarrow \epsilon}$	$600 + 0,2T$	Dinsdale (1991)
$\Delta G_{Al}^{\gamma \rightarrow \epsilon}$	$2800 + 5T$	Dumay <i>et al.</i> (2008)
$\Delta G_C^{\gamma \rightarrow \epsilon}$	-22166	Ishida e Nishizawa (1974) e Yang e Wan (1990)
$\Omega_{FeMn}^{\gamma \rightarrow \epsilon}$	$2873 + 717(\chi_{Fe} - \chi_{Mn})$	Chen <i>et al.</i> (1999)
$\Omega_{FeC}^{\gamma \rightarrow \epsilon}$	42500	Adler, Olson e Owen (1986)
$\Omega_{MnC}^{\gamma \rightarrow \epsilon}$	26910	Allain <i>et al.</i> (2004)
$\Omega_{FeAl}^{\gamma \rightarrow \epsilon}$	3328	Yang e Wan (1990)
$\Omega_{FeSi}^{\gamma \rightarrow \epsilon}$	$2850 + 3520 (\chi_{Fe} - \chi_{Si})$	Dumay <i>et al.</i> (2008)
$\Omega_{FeCr}^{\gamma \rightarrow \epsilon}$	2095	Yakubtsov, Ariapour e Perovic (1999)
$\Omega_{FeNi}^{\gamma \rightarrow \epsilon}$	2095	Yakubtsov, Ariapour e Perovic (1999)
$\Omega_{CrNi}^{\gamma \rightarrow \epsilon}$	4190	Yakubtsov, Ariapour e Perovic (1999)
β_{Fe}	0,7	Wu e Hsu (2000)
β_{Mn}	0,62	Wu e Hsu (2000)
β_{Ni}	0,62	Zhang <i>et al.</i> (2002)
β_{Cr}	0,80	Dinsdale (1991)
β_{FeMn}	0,64	Dumay <i>et al.</i> (2008)
β_C	4,00	Dumay <i>et al.</i> (2008)
$T_{NÉEL}^{\gamma}$	$10\chi_{Mn}^3 - 898,4\chi_{Mn}^2 + 1176\chi_{Mn} - 1992\chi_C - 1272\chi_{Si} - 661\chi_{Al} - 170\chi_{Cr} + 152,4$	Jin <i>et al.</i> (2012)
$T_{NÉEL}^{\epsilon}$	$580\chi_{Mn}$	Jin <i>et al.</i> (2012)
p	0,28	Curtze e Kuokkala (2010)
R		
$\sigma^{\gamma \rightarrow \epsilon}$	8 mJ/m ²	

Fonte: Própria do autor.

Figura 19 - Fluxograma das equações utilizadas no cálculo da energia de falha de empilhamento.



Fonte: Própria do autor.

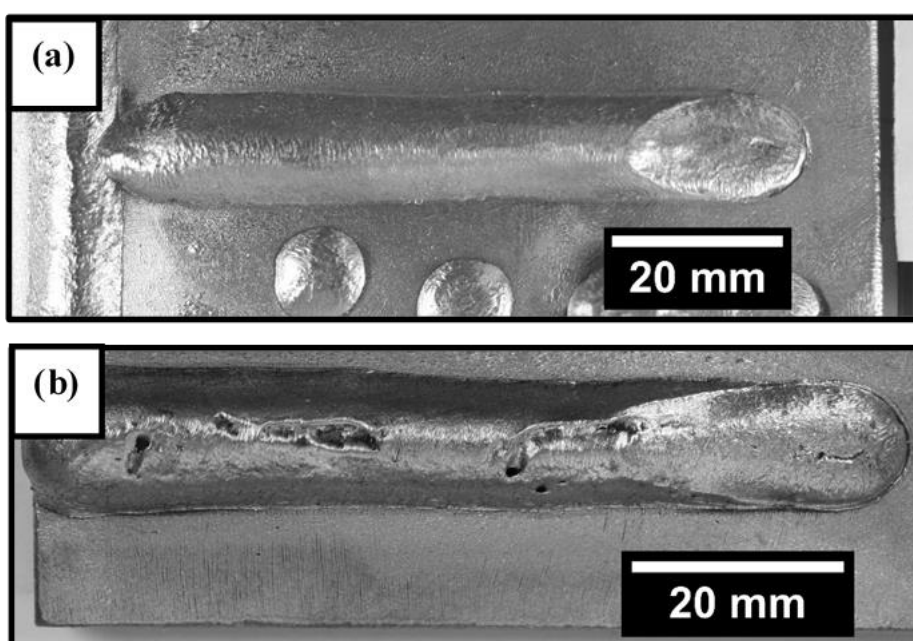
Estas equações foram escolhidas com base nos elementos químicos que o eletrodo de elevado teor de manganês, tubo centrifugado, e a chapa de aço SAE 1012 possuem. Determinado as ligas que serão estudadas, estas equações valem para determinadas faixas de composição. Assim, a mudança na composição química devido a mudança no nível de diluição não necessitará de mudança nas equações aqui mostradas, pois estas equações são válidas para ambos os extremos de composição química mostrados, seja para a composição da chapa de aço SAE 1012, ou para o eletrodo de alto manganês, PT-400HM.

5.2 Aspecto superficial dos cordões de solda

Na determinação dos parâmetros de soldagem, procurou-se parâmetros que proporcionassem diferentes níveis de diluição, mas que produzissem cordões de solda com bom

acabamento superficial. Notou-se que velocidades de soldagem de até 30 cm/min favoreciam a produção de cordões de solda livres de poros e com boa aparência superficial. Entretanto, para velocidades de soldagem de 45 cm/min, havia a formação de defeitos nos cordões de solda. Ressalta-se que estes defeitos só foram notados para velocidades elevadas, mas a velocidade elevada não garantiu a formação destes defeitos, pois em alguns casos não foram notados defeitos, por mais que os mesmos parâmetros tenham sido usados. A Figura 20 mostra imagens representativas dos cordões com velocidade de 30 cm/min e 45 cm/min.

Figura 20 - Aspecto superficial dos cordões de solda com velocidade de soldagem de (a) 30 cm/min (A4) e (b) 45 cm/min (A6).



Fonte: Própria do autor.

Nota-se da superfície dos cordões uma grande quantidade de defeitos no cordão com velocidade elevada, enquanto a uma velocidade menor, o cordão apresenta um aspecto liso, sem defeitos visuais. Também não foram evidenciados defeitos de mordeduras nos cordões em todas as condições estudadas. A presença de defeitos nos cordões de solda que foram obtidos com elevada velocidade de soldagem podem ser atribuídos à elevada taxa de resfriamento, proporcionando elevada velocidade de solidificação e impossibilitando o metal líquido de preencher totalmente a zona fundida. Dessa forma, formam-se zonas que apresentam poros de solidificação e/ou rechupe. *Nguye (2006)*, de uma perspectiva tecnológica, mostrou que a maioria dos modelos não apresenta uma explicação direta nem compreensiva das possíveis técnicas ou processos que devem ser usados para alcançar elevadas velocidades de soldagem sem a formação de defeitos. Este apresenta a redução na velocidade de soldagem como um

parâmetro que reduz ou até mesmo elimina tais defeitos. Como a velocidade de soldagem é inversamente proporcional à energia de soldagem, velocidades maiores levam a menores energias de soldagem, e assim, maior será a velocidade de resfriamento (KOU, 2003). Assim, a causa da formação dos defeitos devido à elevada velocidade de resfriamento é relacionada com a elevada velocidade de soldagem.

Wei (2011) afirmou que a previsão dos defeitos do cordão de solda envolve não somente os fatores térmicos, aerodinâmicos, físicos, eletromagnéticos, óticos e metalúrgicos, mas também a transição de fases entre líquido/gás e sólido/líquido. Como o manganês é um elemento de elevada pressão de vapor (COOMAN, 2007), uma proporção maior do metal líquido vaporiza devido às elevadas temperaturas atingidas durante a soldagem. Dessa forma, a transição de fases líquido/gás se torna uma variável importante no controle da qualidade do cordão de solda, necessitando-se assim um estudo mais detalhado de seu efeito.

A presença de exaustor foi de suma importância nas soldagens, e seu correto posicionamento também. Notou-se que o não uso do exaustor, ou posição afastada de mais do arco de soldagem, acabava por fazer com que o fumo gerado durante a soldagem se concentrasse próximo ao arco e à zona fundida, acumulando gases durante a solidificação, e assim levando a formação dos defeitos superficiais. O exaustor posicionado muito próximo ao arco acaba por desestabilizar o arco, também levando a formação de defeitos superficiais. Mendez e Eagar (2003) mostraram que os defeitos nos cordões produzidos com soldagem com elevada corrente podem ser gerados devido a poça de fusão sob o arco de soldagem se tornar um filme fino que flui para a parte posterior da poça de fusão. Quando esta fina camada líquida de metal fundido se estende para além da região aquecida pelo arco, ela solidifica, gerando o defeito. A remoção não correta dos fumos mostra que estes são prejudiciais para a zona fundida, misturando-se com a poça de fusão e intensificando os defeitos nos cordões de solda gerados.

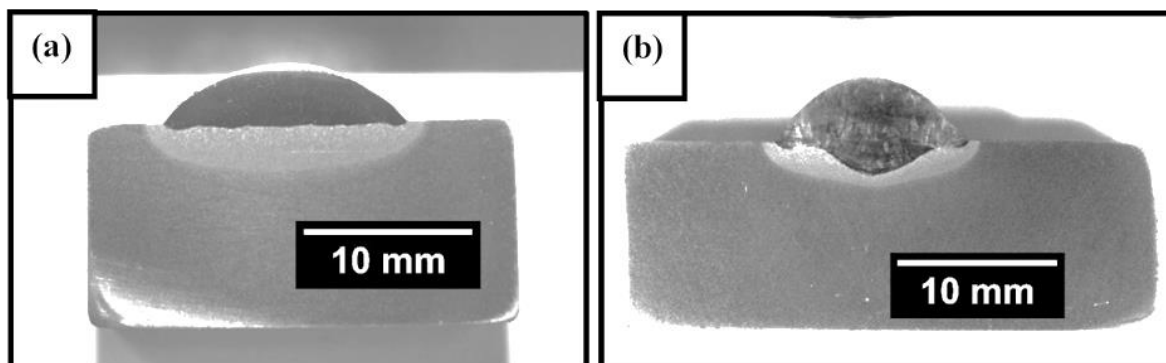
Dessa forma, cordões de solda com boa aparência superficial e livres de defeitos tais como mordeduras, porosidade superficial, rechupe e trincas são conseguidos com velocidades de soldagem abaixo de 30 cm/min e posicionamento adequado do exaustor para completa remoção dos fumos de soldagem, visto que para alta e baixa energias, cordões com boa aparência superficial foram produzidos.

5.3 Análise geométrica dos cordões de solda

A Figura 21 mostra imagens representativas das condições que apresentaram baixo (Figura 21a) e elevado (Figura 21b) valor de diluição. Nota-se que não houve presença de poros

ou outro defeito visível na seção transversal dos cordões de solda, assim como nas outras condições analisadas com soldagem em simples cordão. Nas duas condições apresentadas, nota-se a diferença do ângulo de molhabilidade, porém, este fator não foi explorado no presente trabalho. Entre as condições estudadas, variou-se a velocidade de alimentação, proporcionando cordões com diferentes valores de reforço e largura.

Figura 21 - Geometria da seção transversal dos cordões de solda com parâmetros (a) B11 e (b) A6.



Fonte: Própria do autor.

Um fato interessante que se nota entre as diferentes condições, está na resistência ao ataque químico para revelar a estrutura da liga. Notou-se que quanto menor a diluição, maior é a resistência ao ataque químico. Para todas as condições, utilizou-se o reagente Nital em concentração de 5 % (5 % HNO_3 + 95 % H_2O). Mohamed *et al.* (1982), em estudo com diferentes composições de aço inoxidável, avaliou que quanto maior a relação Mn:Ni, menor é a resistência a corrosão, mostrando assim que o Ni aumenta a resistência à corrosão enquanto o Mn a reduz. Em estudo mais recente em aços com médio teor de Mn (5 e 5,5 % p. Mn), Su (2016) mostrou que o teor de manganês pode impactar a resistência a corrosão, em que os produtos MnFe_2O_4 produzido pelo Mn e o FeOOH podem aumentar a precipitação de cátions no produto de corrosão.

Como, quanto menor a diluição, mais próxima será a composição química da zona fundida da composição do eletrodo, maior presença de Mn e Ni haverá na ZF para baixas diluições. Nota-se que o Ni apresenta uma maior influência na resistência a corrosão, visto que por maior que seja o aumento no teor de Mn, o aumento no teor de Ni foi mais efetivo na resistência ao ataque químico. Logicamente, experimentos para avaliar a resistência a corrosão destas diferentes condições devem ser realizados, a fim de validar o observado em simples análise qualitativa da resistência ao ataque químico.

A Tabela 7 apresenta os dados geométricos dos cordões de solda analisados. Os cordões que apresentaram maior largura, foram nas condições B7 e B8, que apresentam maior velocidade de alimentação. A velocidade de alimentação está diretamente ligada à quantidade de material depositado, então, para uma mesma velocidade de soldagem, quanto maior a velocidade de alimentação, maior a quantidade de material depositado, possibilitando-se maior largura e reforço do cordão de solda. Adicionalmente, a condição B9, também apresenta um dos maiores valores de largura encontrados. Neste caso, a maior tensão de soldagem faz com que o arco cresça e incida em uma área maior do metal de base. Entretanto, o maior comprimento do arco reduz a quantidade de calor fornecida ao metal. Isso, segundo Oyestein (1997), é devido as perdas de calor do maior comprimento do arco.

Tabela 7 - Dados geométricos dos parâmetros utilizados.

	Largura (mm)	Penetração (mm)	Reforço (mm)	Vel. de Sold. (cm/min)	% Diluição
A1	11,3	1,8	2,7	45	41,0
A2	9,9	0,9	1,7	30	38,4
A3	10,5	1,7	2,7	45	37,7
A4	12,4	1,4	2,9	30	31,1
A5	11,6	1,1	2,7	30	29,7
A6	12,3	2,2	4,0	45	27,1
B7	15,7	1,8	5,2	30	17,8
B8	15,6	1,0	4,2	30	14,8
B9	16,3	0,5	3,6	30	11,7
B10	17,5	0,5	3,7	15	11,3
B11	14,6	0,4	3,5	22	7,6

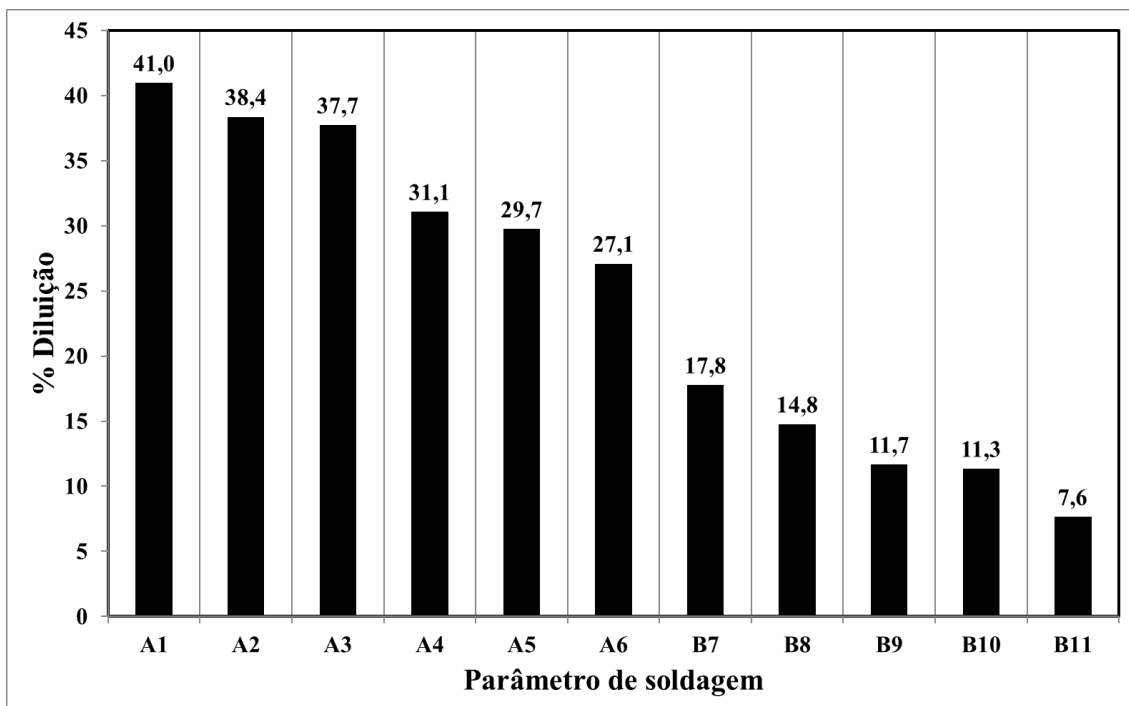
Fonte: Própria do autor.

Nota-se, entre as condições A3, A4 e B11, que a redução na velocidade de soldagem diminui a penetração até a velocidade de 22 cm/min. Abaixo desse valor, a penetração praticamente não varia. Isto se deve ao fato de que para velocidades de soldagem mais elevadas, o arco incide de forma mais efetiva no metal de base, enquanto que para velocidades de soldagem mais baixas, o arco incide em parte da poça de fusão, transferindo menos calor para o metal de base. Mannik e Brown (1990) mostraram que o aumento na velocidade de soldagem, aumenta a potência fornecida por unidade de espessura, o que faz com que a penetração seja

maior, porém não explica por que com velocidade ainda mais baixa, a penetração praticamente não varia. Karadeniz, Ozsarac e Yildiz (2007) mostraram que a penetração aumenta com o aumento da velocidade de soldagem até um valor ótimo, a partir do qual há um decréscimo na penetração devido a menor energia fornecida por unidade de espessura, porém, este também não cita o que ocorre para velocidades de soldagem baixas. Analisando-se da mesma forma que os autores anteriormente citados analisaram, para velocidades de soldagem menores, há uma maior quantidade de metal depositado por unidade de comprimento do cordão, o que faz com que a potência fornecida por unidade de comprimento diminua devido à maior poça de fusão interposta entre o arco e o metal de base.

Diante da grande variação de parâmetros, conseguiu-se valores de diluição variáveis, em que o menor valor foi de 7,6 % e o maior atingido foi de 41,0 %. A Figura 22 apresenta um gráfico em barras referente ao nível de diluição de cada parâmetro estudado. Percebe-se que velocidades de soldagem elevadas proporcionaram maior percentual de diluição. Os maiores valores alcançados foram para as condições A1, A2 e A3, que apresentam energia de soldagem próximo a 1 kJ/mm. Do outro lado, as condições B10 e B11, que possuem energia de soldagem maiores, de 2 e 3 kJ/mm, respectivamente, apresentaram menores valores de diluição. Assim, verifica-se que a energia de soldagem não é o parâmetro decisivo na mudança de diluição.

Figura 22 - Nível de diluição das condições em estudo.



Fonte: Própria do autor.

A partir dos valores de diluição encontrados, as ligas foram divididas em dois grupos: alta e baixa diluição. A nomenclatura utilizada é justificada por A – alta diluição e B – baixa diluição. Foram adotados os números de 1 a 11 para os níveis de diluição na ordem decrescente. Assim, a condição A1 corresponde a maior diluição e a condição B11, a de menor valor de diluição. Esta nomenclatura foi adotada para facilitar a análise e correlação entre nível de diluição, composição química, microestrutura e energia de falha de empilhamento.

Assim como na penetração, as condições A3, A4, B10 e B11 apresentaram uma diminuição da diluição com a redução da velocidade de soldagem, porém, nota-se um leve aumento para a condição B10. Nota-se que entre as condições A1 e B9, o efeito da influência da velocidade de soldagem na diluição é ainda mais nítido. Nestas condições, apenas a velocidade de soldagem foi o suficiente para aumentar a diluição de 11 para 41 %. Nouri, Abdollah-zadeh e Malek (2007), em estudo com soldagem de revestimento, encontraram que a velocidade de soldagem aumentou o nível de diluição. DuPont e Marder (1996) afirmaram que a diluição não está diretamente ligada à energia, pois esta aumenta até um limite, o qual a partir deste, o nível de diluição cai, devido a perda de eficiência do arco. Nota-se então, um efeito similar ao encontrado para a penetração.

Na condição A2, a velocidade de soldagem foi de 30 cm/min, porém, reduziu-se a velocidade de alimentação, diminuindo-se a quantidade de metal depositado. Dessa forma, elevado teor de diluição foi conseguido sem o aumento da velocidade de soldagem, pois, devido a menor velocidade de alimentação, menos metal de adição permanecia entre o arco e o metal de base. DuPont (2011) encontrou que a redução na velocidade de alimentação, mantido uma mesma potência de soldagem, aumenta o nível de diluição. O que foi observado nas condições do presente trabalho.

As condições com velocidade de soldagem de 45 cm/min, apresentaram, como citado anteriormente, defeitos superficiais nos cordões de solda. Entretanto, continuou-se o estudo para verificação da microestrutura formada devido ao maior nível de mistura entre o aço carbono e o eletrodo de elevado teor em manganês. Para isso, foram retiradas amostras de cordões em regiões que não apresentaram tais defeitos, visto que nem todos os cordões o apresentaram.

Pelos resultados mostrados, foi conseguida grande variação nos níveis de diluição com a mudança da potência, velocidade de soldagem e velocidade de alimentação. Assim, torna-se possível um estudo detalhado da influência da composição química devido a diferentes níveis de diluição, na energia de falha de empilhamento e microestrutura formada na zona fundida.

5.4 Microestrutura

As condições foram divididas em grupos com relação ao nível de diluição atingido pelo método geométrico: alta diluição (A1, A2, A3, A4, A5 e A6) e baixa diluição (B7, B8, B9, B10 e B11). Adicionalmente, o tubo foi inserido na etapa de caracterização microestrutural para se analisar sua estrutura antes da soldagem, e de fornecer parâmetro de comparação para as diferentes condições soldadas com arame tubular PT-400HM. As regiões analisadas tanto da parte I como da parte II, estão esquematizadas nas Figuras 16 e 17. Em cada grupo, as micrografias são apresentadas seguindo a ordem decrescente de nível de diluição.

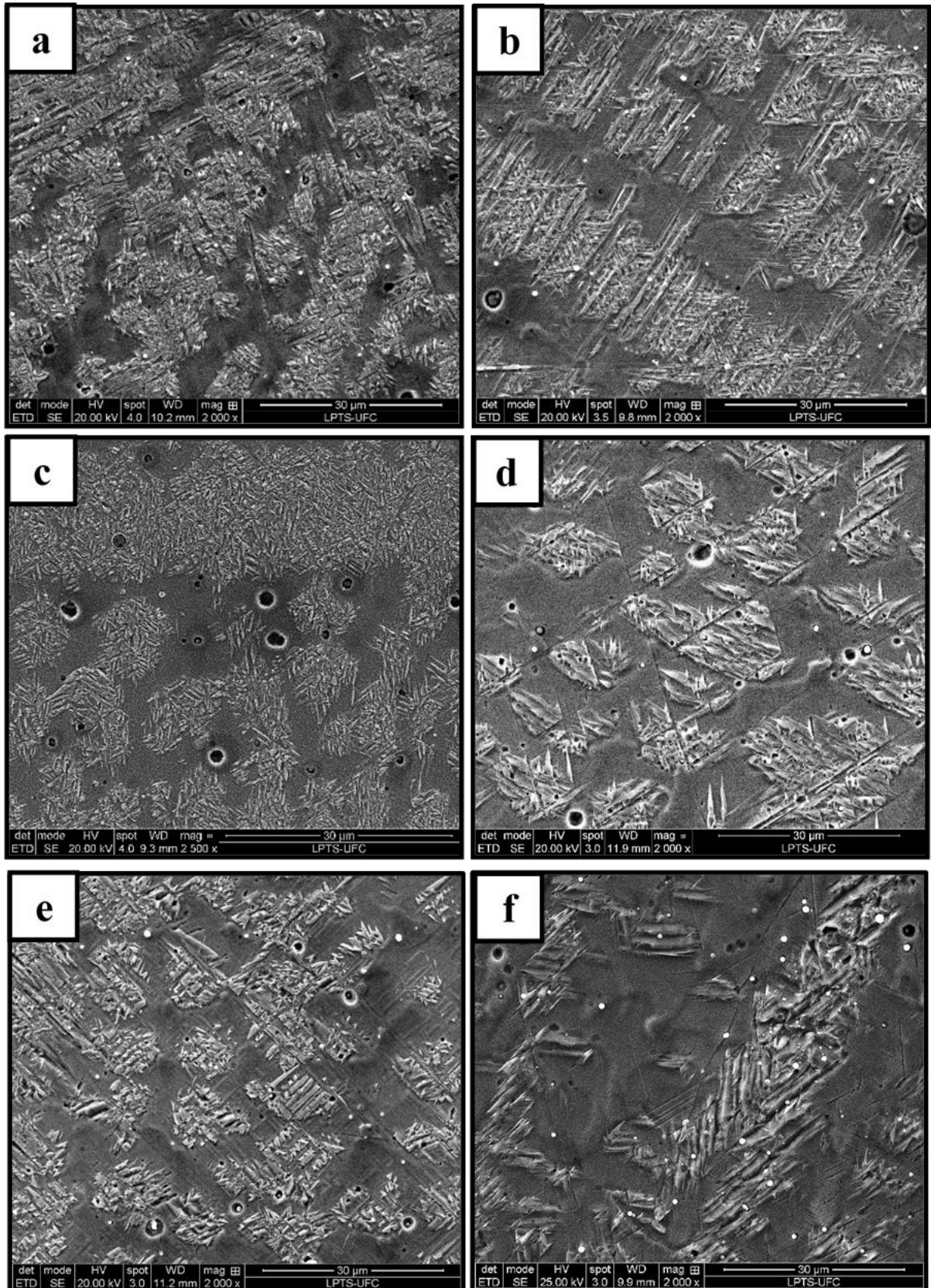
5.4.1 Condições de alta diluição

A Figura 23 mostra as microestruturas das ligas produzidas que obtiveram maiores níveis de diluição; o nível diminui da Figura 23a para 23f. Nota-se em todas as microestruturas, a presença das fases austenita γ e martensita α' , além da presença de pequenas inclusões, geralmente presentes dentro da fase austenítica. As fases austenita e martensita se encontram presentes em matriz dendrítica. Esta morfologia sugere a microsegregação de elementos durante a solidificação, visto que a dendrita cresce rica em ferro e rejeita o manganês à medida que a temperatura cai.

Nota-se das microestruturas das condições A5 e A6 (Figuras 23e e 23f) uma menor quantidade de fase martensítica, em comparação com as outras condições de maior diluição, porém, estas continuam a apresentar inclusões. Quanto a morfologia da martensita, nota-se que a Figura 23e mostra a martensita α' com morfologia de placas, como será visto a frente. Na condição M6, Figura 26b, nota-se uma martensita agulhada, diferente do encontrado na condição anterior.

Zaefferer, Ohlert e Bleck (2004), em estudo com aços TRIP de baixa liga encontra além da martensita α' , bainita, ferrita e austenita. A martensita encontrada por Zaefferer difere da martensita encontrada nas condições de alta diluição no que se refere à morfologia. Enquanto Zaefferer registra martensita em forma de placas, a encontrada aqui apresenta morfologia de ripas, bem finas e arranjadas entre regiões austeníticas. Girault *et al.* (1998) também mostrou diferentes fases encontradas em aços TRIP, registrando não somente austenita e ferrita, mas também a martensita α' e estrutura bainítica. Entretanto, nestes trabalhos, o teor de Mn é menor que 3 % p., o que não permite a estabilização da austenita à temperatura ambiente.

Figura 23 - Micrografias eletrônicas das condições de alta diluição (a) A1, (b) A2, (c) A3, (d) A4, (e) A5 e (f) A6.



Fonte: Própria do autor.

Tsakiris e Edmonds (1999) estudaram três tipos de aços: TRIP, Hadfield e Liga de alto níquel, encontrando apenas maclas de deformação no aço Hadfield. Este aço difere das condições estudadas por conta do elevado teor em carbono (aproximadamente 1% p.). Como o teor de manganês é semelhante a algumas condições aqui apresentadas, supõe-se que o alto teor de C foi o suficiente para estabilizar a austenita e impossibilitar a formação de martensita α' , pois este elemento é um forte estabilizador da austenita (PORTER; EASTERLING, 1981).

Como será visto mais adiante, o carbono também apresenta forte influência no aumento da energia de falha de empilhamento, estabilizando a austenita frente à uma transformação $\gamma \rightarrow \epsilon$. Isso fará com que a martensita α' não se forme, e apenas austenita esteja presente na estrutura mesmo com elevada taxa de resfriamento.

Nota-se ainda, das condições de alta diluição, que a condição A6 foi a que apresentou menor quantidade de martensita. Esta condição é a que contém o maior teor de Mn, pois é a que apresenta menor nível de diluição das quatro condições. Assim, a austenita torna-se mais estável nesta condição, impossibilitando a formação da martensita α' .

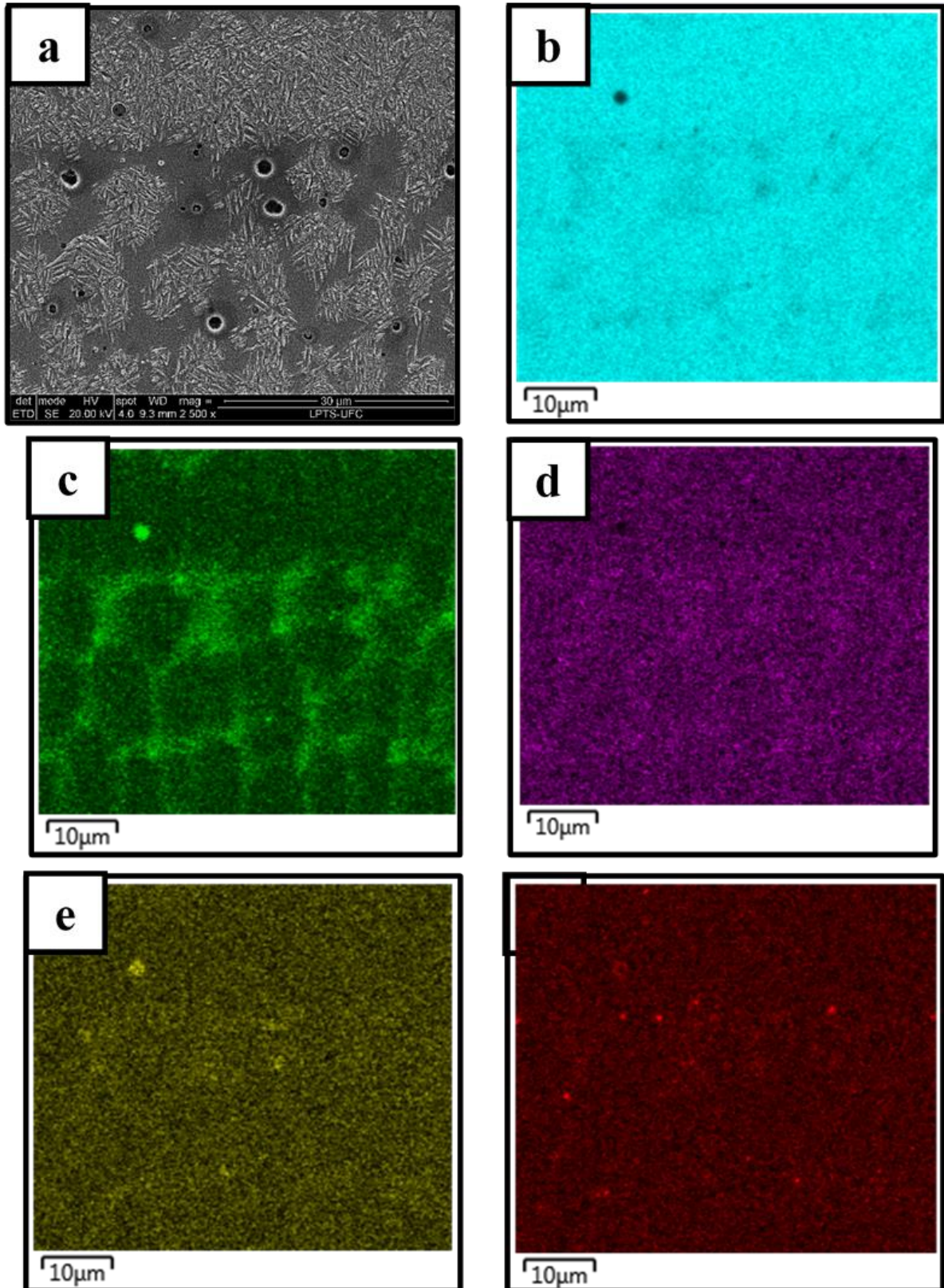
A fim de se verificar a distribuição dos elementos na estrutura, realizou-se mapeamento químico através da técnica EDX. A Figura 24 mostra os mapas para o elemento ferro, manganês, níquel, silício e enxofre para a condição A3.

O mesmo comportamento foi encontrado para as demais condições. Não é encontrado estudo sobre a microsegregação em soldagens com este tipo de eletrodo, por ser um consumível que foi introduzido no mercado recentemente. Entretanto, nota-se um comportamento característico de microsegregação do manganês, que está presente em maior quantidade nas regiões austeníticas. O níquel também apresenta tal efeito, porém em nível bem mais acentuado do que o Mn. Como os dois elementos são estabilizadores da austenita, acredita-se que a maior quantidade destes elementos estabiliza a austenita nestas regiões.

Banovic, DuPont e Marder (2002), em estudo com aço inoxidável superaustenítico, mostraram que a adição de ferro, diminui a solubilidade do Mo e do Nb na austenita, produzindo núcleos de dendritas com baixa concentração destes elementos e possibilitando a formação de fases deletérias. No caso das ligas apresentadas, o manganês se concentra em regiões e forma a austenita. As regiões que não apresentam teores de manganês suficientes para a estabilização desta fase sofrem transformação adifusional, transformando-se em martensita α' . Assim, dependendo do nível de segregação, e da quantidade de manganês disponível, haverá maior ou menor quantidade de martensita.

Em algumas regiões, é perceptível a presença de Mn e S ou Mn e Si em quantidade significativa para suposição de presença de inclusões, tais como sulfeto de manganês. Estas

Figura 24 - (a) Micrografia eletrônica de varredura da condição A3 e mapas de composição química qualitativa na mesma região para os elementos (b) ferro, (c) manganês, (d) níquel, (e) silício e (f) enxofre.



Fonte: Própria do autor.

inclusões compõem toda a zona fundida. Bigelow e Flemings (1975) afirmaram que o carbono e o silício reduzem a solubilidade do enxofre no fundido. A quantificação por EDX, como será visto a frente, mostra teores de silício entre 0,2 e 0,9 % p., o que pode favorecer a formação das inclusões. No mesmo trabalho, foi discutido sobre as diferentes morfologias encontradas para o sulfeto de manganês.

Para a quantificação da composição química na zona fundida, bem como a composição química das regiões de cada fase presente, realizou-se análise química por espectroscopia dispersiva de raios-X, utilizando tensão de 20 kV. Foi estabelecido um padrão para a determinação dos seguintes elementos: ferro, manganês, níquel, silício e cromo, pois estes são os elementos presentes no consumível utilizado, enquanto que a chapa de aço carbono possui em sua composição, apenas ferro, carbono e manganês. O Carbono foi omitido da análise por não ser indicado para quantificação por esta técnica, visto que este elemento possui baixo peso atômico. Os resultados da análise química são mostrados na Tabela 8.

Todas as condições mostradas apresentam menores teores dos elementos manganês, níquel, silício e cromo na martensita α' , se comparado a austenita. Dentre estes elementos, o com maior variação é o manganês. A Figura 25 mostra de forma mais clara a variação do Mn para as diferentes condições nas fases γ e α' , bem como a composição global da zona fundida. A maior presença de manganês nas regiões austeníticas realça a ideia da estabilização desta fase por este elemento. Adicionalmente, temos que o Mn eleva a energia de falha de empilhamento, fazendo com que a austenita fique mais estável à transformação $\gamma \rightarrow \epsilon$. Como será visto adiante, a mudanças entre os teores de Mn das diversas condições, é o suficiente para suprimir a transformação de fases $\gamma \rightarrow \alpha'$. Além disso, nota-se que as regiões martensíticas possuem teores de Mn abaixo de 14 % p. em todas as condições, da mesma forma que as regiões austeníticas são formadas com teores acima desse valor.

Segundo o fabricante do consumível de soldagem, o eletrodo possui teor máximo de carbono de 0,25 % p. Enquanto a chapa de aço carbono possui 0,12 % p. C, em medida realizada por espectroscopia de emissão ótica. Pouco se tem publicado sobre aços de teores tão elevados de Mn e baixo teor de C. Li *et al.* (1982), em estudo com aços com composição de 15, 19 e 22 % p. Mn e baixo C, encontraram as fases austenita, martensita α' e martensita ϵ na estrutura de suas ligas. A presença de martensita ϵ , no caso, aumentou as propriedades mecânicas à temperatura criogênica.

Bracke, Kestens e Penninga (2007) afirmaram que a martensita α' nucleia na intersecção de duas placas de martensita ϵ , em aço Fe-18Mn-0,25C após ser submetido a deformação plástica. Porém, é necessária uma quantidade de deformação muito elevada para

suprimir toda a martensita ϵ da estrutura. Kang (2012) encontrou apenas austenita em aço Fe-18Mn-0,6C, entretanto, como será visto mais adiante, o carbono é o elemento que mais tem influência na energia de falha de empilhamento, proporcionando a estabilização da austenita em pequenas quantidades. Assim, torna-se necessário mais estudo sobre diferentes composições destes tipos de aço, pois pequenas adições de determinados elementos afetam a EFE da liga, que determina a instabilidade da austenita e o mecanismo de deformação da liga.

Tabela 8 - Composição química da região da zona fundida, austenita e martensita α' nas condições de alta diluição.

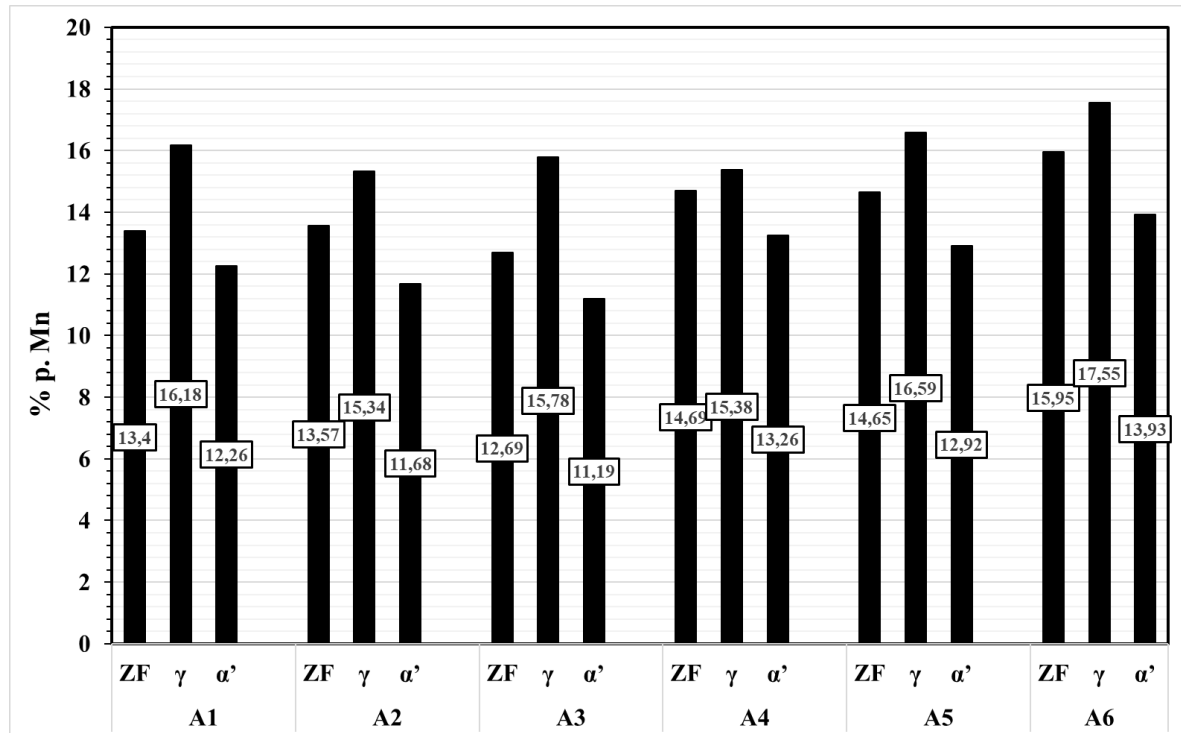
		Fe	Mn	Ni	Si	Cr
A1	ZF	Bal.	13,40	2,26	0,32	0,59
	γ	Bal.	16,18	2,81	0,41	0,62
	α'	Bal.	12,26	2,11	0,26	0,53
A2	ZF	Bal.	13,57	2,32	0,29	0,54
	γ	Bal.	15,34	2,67	0,35	0,60
	α'	Bal.	11,68	1,93	0,23	0,51
A3	ZF	Bal.	12,69	2,05	0,32	0,51
	γ	Bal.	15,78	2,57	0,42	0,59
	α'	Bal.	11,19	1,82	0,26	0,50
A4	ZF	Bal.	14,69	2,66	0,51	0,59
	γ	Bal.	15,38	2,70	0,53	0,62
	α'	Bal.	13,26	2,36	0,41	0,57
A5	ZF	Bal.	14,65	2,61	0,49	0,57
	γ	Bal.	16,59	2,94	0,61	0,62
	α'	Bal.	12,92	2,24	0,44	0,59
A6	ZF	Bal.	15,95	2,76	0,36	0,61
	γ	Bal.	17,55	2,92	0,35	0,67
	α'	Bal.	13,93	2,24	0,24	0,61

Fonte: Própria do autor.

Nota-se da Figura 25 que a composição de manganês da zona fundida está mais próxima da martensita α' do que da austenita para as condições A1 e A3, enquanto que o oposto acontece nas condições A2 e A4. Diante disso, estima-se que nas condições A1 e A3 há maior

quantidade de martensita α' , enquanto que nas condições A2 e A4, há uma maior quantidade de austenita. As três primeiras condições apresentam energia de soldagem entre 1 e 1,2 kJ/mm, enquanto a condição A4 apresenta energia de 1,5 kJ/mm. Assim, supõe-se que a maior energia, diminui a velocidade de resfriamento da zona fundida, formando menos martensita que no caso das energias mais baixas e assim, velocidade de resfriamento menor.

Figura 25 - Percentual em peso de Mn nas ligas de maior valor de diluição.



Fonte: Própria do autor.

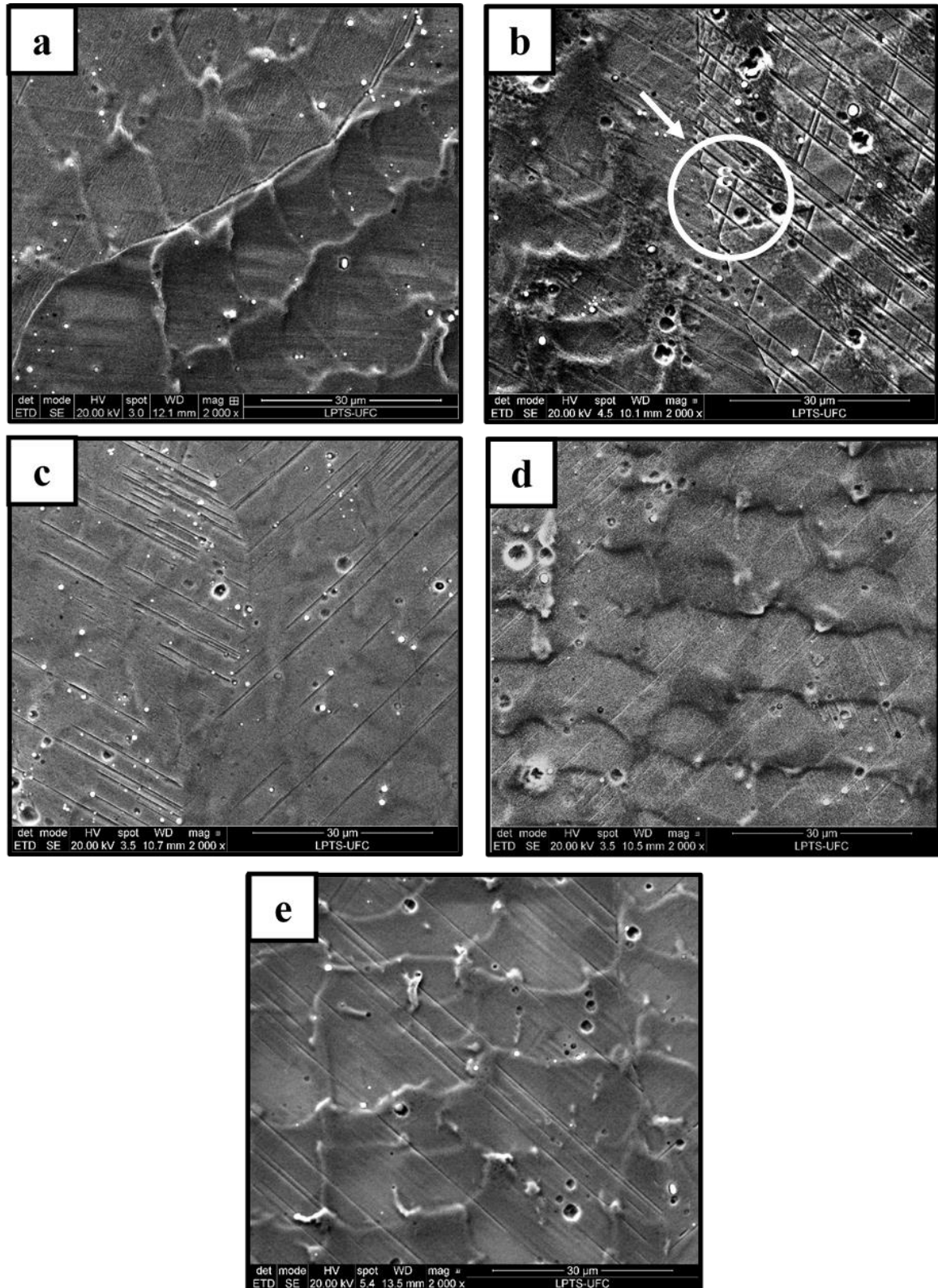
Diante do exposto, as condições de alta diluição apresentam teores de manganês abaixo de 15 % p. na zona fundida, mas com uma segregação de manganês de até 4 % p. de diferença. O que faz com que haja a estabilização de austenita nas regiões de maior concentração e formação de martensita α' nas regiões de menor concentração de manganês. Adicionalmente, nota-se maior quantidade de austenita na condição A4, menor diluição entre as quatro condições apresentadas.

5.4.2 Condições de baixa diluição

A Figura 26 mostra as microestruturas das ligas produzidas que obtiveram níveis de diluição baixos, em que a diluição diminui da Figura 26a para 26e. Nota-se das

microestruturas apresentadas que, além das inclusões já presenciadas nas outras condições, há a presença apenas da fase austenítica, com exceção da condição B8, que apresenta martensita ϵ .

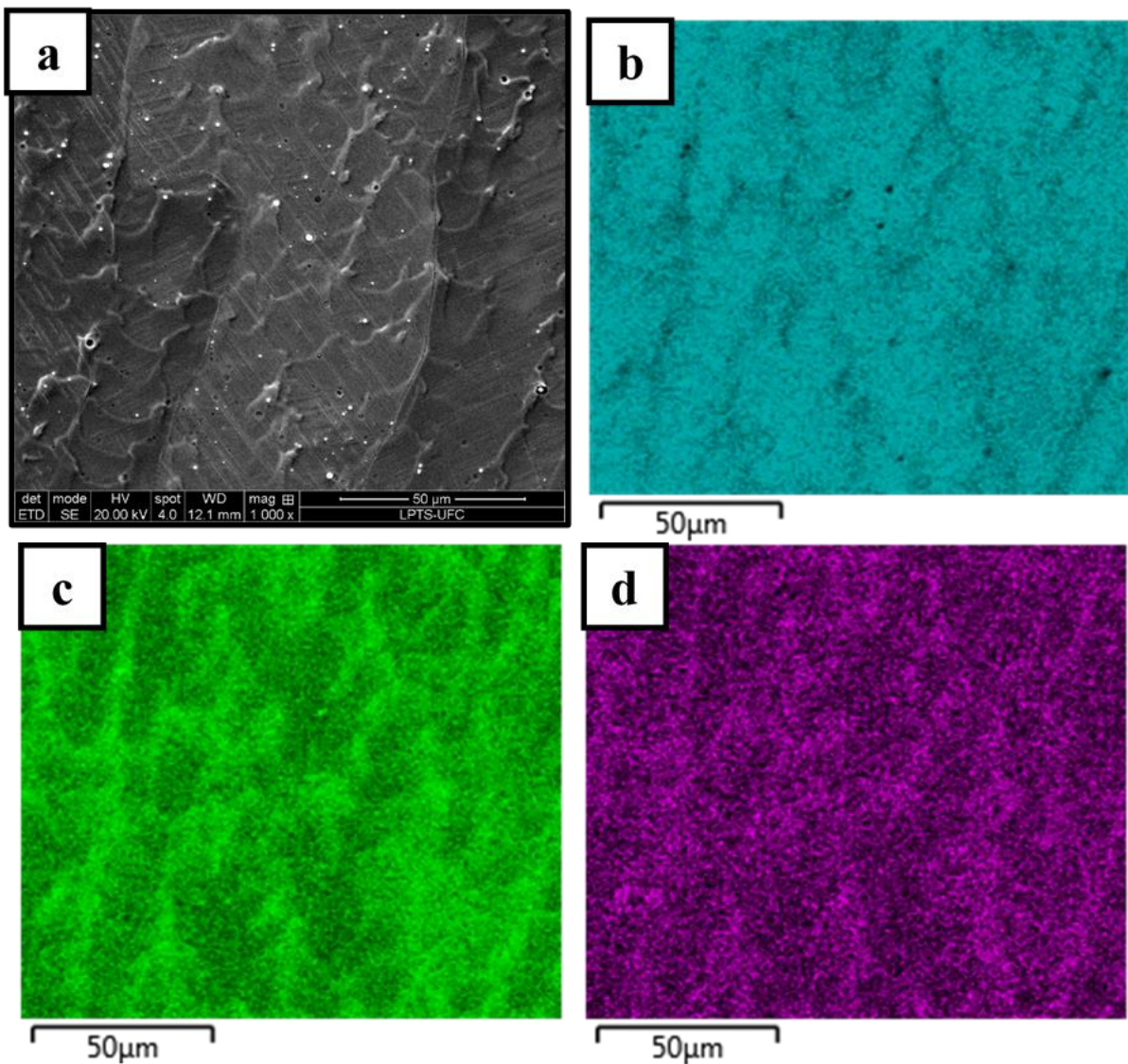
Figura 26 - Micrografias eletrônicas das condições de baixa diluição (a) B7, (b) B8, (c) B9, (d) B10 e (e) B11.



Fonte: Própria do autor.

em sua estrutura. A estrutura continua a ser dendrítica e apesar da ausência da martensita α' , ainda há microsegregação dos principais elementos de liga, como mostra a Figura 27. Dentro dos grãos austeníticos, é notada a presença de maclas, visto que estas se apresentam paralelas umas às outras e param no contorno de grão.

Figura 27 - (a) Micrografia eletrônica de varredura da condição M7 e mapas de composição química na mesma região para os elementos (b) Fe, (c) Mn e (d) Ni.



Fonte: Própria do autor.

Aços que possuem alto teor em manganês, estrutura completamente austenítica, e apresentam mecanismo de deformação com formação de macla, têm sido o principal alvo de estudos em materiais para aplicação automotiva, pois este mecanismo é o que proporciona maior tenacidade ao impacto aliada a elevada plasticidade e resistência (DOBRZAŃSKI;

GRAJCAR; BOREK, 2009). Entretanto, as ligas que apresentam este comportamento possuem teor de C próximo a 0,6 % p. Apesar do menor percentual de carbono, o eletrodo em estudo apresenta percentual apreciável de níquel, que supre a ausência do carbono no que se refere a estabilizar a austenita.

Pela Figura 27 e pelas micrografias apresentadas para as condições de baixa diluição, nota-se que há a segregação de manganês, porém, as regiões mais pobres neste elemento apresentam quantidade bastante para estabilizar a austenita nesta região e proporcionar uma estrutura inteiramente austenítica em toda zona fundida. Estas austenitas podem apresentar comportamento distinto no que se refere à formação de fases com a deformação plástica, pois seu mecanismo de deformação estará diretamente ligado a energia de falha de empilhamento de cada fase.

Xiong *et al.* (2014) mostraram de forma clara como a presença do carbono afeta na microestrutura e no mecanismo de deformação da liga, pois mesmo com a redução do manganês de 17 para 13 % p., o aumento do carbono de 0,32 para 0,96 é suficiente para eliminar a presença da martensita ϵ e estabilizar a austenita durante a deformação plástica, proporcionando a formação de maclas de deformação. Dessa forma, torna-se de suma importância a determinação do carbono para o melhor entendimento da relação das variáveis na presença e formação de fase.

A Tabela 9 mostra a composição química para os dois tipos de austenitas encontradas, assim como a composição química média da zona fundida. Nota-se que a composição química da austenita mais pobre em manganês, austenita γ' , a quantidade de Mn é superior ao encontrado nas martensitas das condições de média e alta diluição. As regiões ricas em Mn estão presentes em pequenas quantidades, visto que a composição média da zona fundida mais se aproxima da fase γ' do que da fase γ . A Figura 28 mostra um gráfico de barras do teor de Mn na ZF, γ e γ' .

Nota-se que o Mn nas regiões mais ricas neste elemento apresenta valores tão elevados quanto 25 % p, enquanto o níquel chega a apresentar mais de 5 % p. Apenas o tubo centrifugado apresentado a seguir, possui teor maior em Mn. Adicionalmente, o níquel apresenta concentração até 1 % a mais na zona fundida, se comparado às demais condições.

As condições de menor diluição foram as que apresentaram microestrutura completamente austenítica, com presença de maclas e inclusões dentro dos grãos de morfologia dendrítica. A composição de Mn nas regiões mais pobres apresenta acima de 15 % p, enquanto o Ni apresenta teor acima de 3 % p. Estas foram as condições de soldagem com simples cordão que obtiveram a maior concentração de manganês sem a formação de defeitos no cordão de

solda. Assim, tomou-se um tubo produzido por fundição centrífuga para avaliar sua microestrutura e compará-la as condições até agora apresentadas.

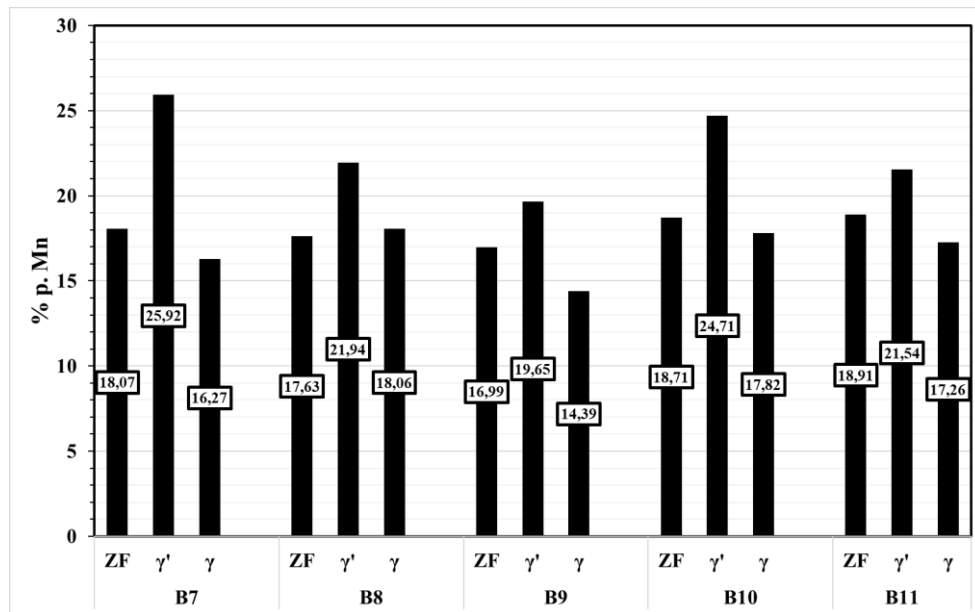
Nota-se ainda, que não há regiões com teores abaixo de 14 % p. para as condições de baixa diluição. Nas condições de alta diluição, a martensita formou-se em regiões onde o teor de Mn estava abaixo de 14 %p., enquanto que a austenita se formou apenas nas regiões com concentração acima desse valor. Supõe-se que o manganês, por ser forte elemento estabilizador da austenita, seja o responsável pela sua estabilização, e que este valor de 14 %, seja a transição entre a formação das fases austenita ou martensita.

Tabela 9 - Composição química da região da zona fundida, γ' e γ nas condições de baixa diluição.

		Fe	Mn	Ni	Si	Cr
B7	ZF	Bal.	18,07	3,41	0,40	0,75
	γ	Bal.	25,92	4,57	0,59	0,83
	γ'	Bal.	16,27	2,89	0,31	0,76
B8	ZF	Bal.	17,63	3,30	0,59	0,76
	γ'	Bal.	21,94	4,74	0,825	0,85
	Γ	Bal.	18,06	3,15	0,57	0,79
B9	ZF	Bal.	16,99	3,08	0,53	0,68
	γ'	Bal.	19,65	3,71	0,65	0,74
	γ	Bal.	14,39	2,55	0,49	0,66
B10	ZF	Bal.	18,71	3,49	0,50	0,82
	γ'	Bal.	24,71	5,19	0,89	0,87
	γ	Bal.	17,82	3,38	0,46	0,78
B11	ZF	Bal.	18,91	3,42	0,54	0,76
	γ'	Bal.	21,54	4,17	0,65	0,81
	γ	Bal.	17,26	3,18	0,49	0,75

Fonte: Própria do autor.

Figura 28 - Percentual em peso de Mn nas ligas de baixo valor de diluição.



Fonte: Própria do autor.

5.4.3 Tubo centrifugado

Foi realizada análise química por espectroscopia de emissão ótica para avaliação da composição química do tubo centrifugado. A composição obtida é mostrada na Tabela 10.

Tabela 10 - Composição química do tubo de aço Fe-27Mn-1Si.

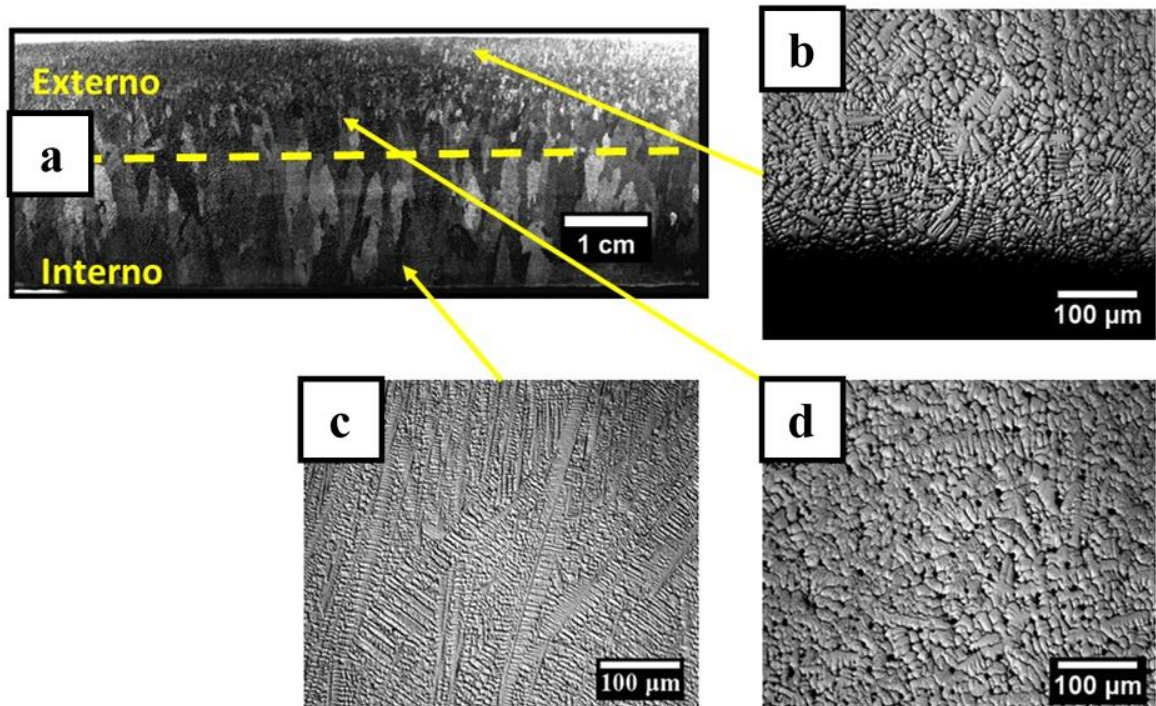
	Mn	Si	Cr	C	Ni	Fe
Tubo Centrifugado	27,200	0,940	0,170	0,027	0,080	Bal.

Fonte: Própria do autor.

Nota-se que a composição de Mn é maior que a composição das zonas fundidas nas condições mostradas até aqui. Porém, os teores de níquel e cromo também são menores. Estes elementos, como será visto a seguir, são de suma importância para a estabilização da austenita.

A Figura 29 mostra a macro e a microestrutura do tubo centrifugado na secção longitudinal, de acordo com o esquema da Figura 17. Nota-se a estrutura completamente dendrítica, com morfologia equiaxial na parede externa do tubo e epitaxial na parede interna.

Figura 29 - (a) Macrografia e micrografia da região (b) externa, (c) interna e (d) central do tubo.



Fonte: Própria do autor.

Neste processo de fabricação, o molde é girado horizontalmente e o metal é introduzido por uma das extremidades. O molde é rotacionado a uma taxa que produzirá uma aceleração G necessária para que o metal líquido estacione na parede do molde, preenchendo toda a superfície até sua solidificação (HAUGHWOUT, 1971). A solidificação se inicia na parede externa do tubo, visto que esta apresenta uma superfície de contato, que ainda está refrigerada por um fluxo de líquido refrigerante, para acelerar a solidificação e produzir grãos pequenos e equiaxiais por conta da maior taxa de nucleação e menor tempo para crescimento. Porém, devido a grande espessura do tubo, o gradiente térmico que cai durante a solidificação proporciona um crescimento epitaxial que se estende até a parede interna do tubo.

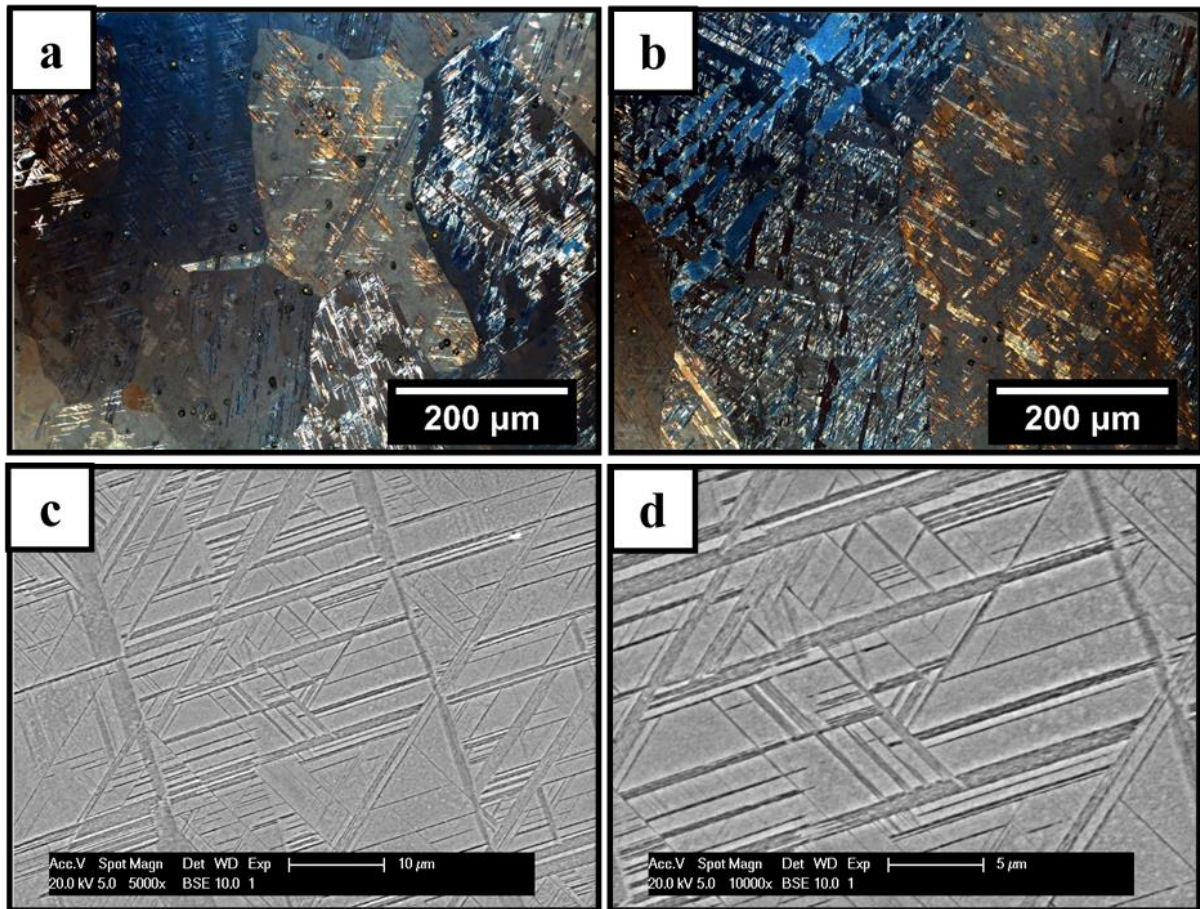
Santosh, Suresh e Aithal (2017) compararam a fabricação de ligas de alumínio por fundição em molde de areia, metálico e fundição centrífuga. Eles mostraram que a fundição centrífuga produz estrutura mais grosseira, porém, há a formação de fases secundárias que aumentam a dureza da liga para valores mais altos do que os outros métodos de fabricação. Entretanto, a resistência mecânica cai, quando comparada aos outros métodos. Em comparação com as condições A1-B11, verifica que o tubo apresenta estrutura dendrítica mais grosseira, além da presença de microporos e ausência dos sulfetos de Mn encontrados nas condições produzidas por soldagem.

A Figura 30 mostra a microestrutura do tubo com maior magnificação. Nota-se que os grãos austeníticos são muito maiores do que os encontrados nas condições anteriores. Adicionalmente, há a presença de uma fase dentro dos grãos que assume uma mesma coloração quando está com mesma orientação dentro do grão (Figura 30a e 30b) onde foi utilizado contraste de luz polarizada registro destas micrografias. As Figuras 30c e 30d detalham a estrutura desta fase, caracterizada como martensita ϵ . Zhanga e Sawaguchi (2018) mostraram que a martensita que possui mesma direção, também possui mesma orientação cristalográfica, respeitando uma relação de orientação entre a estrutura austenita - CFC e martensita - HCP.

Xiong *et al.* (2015) encontraram martensita ϵ substituindo o Mn pelo Si e C. Em suas ligas, o Si possui concentração de até 6 % p., enquanto o carbono e o manganês possuem 0,3 e 17 % p., respectivamente. Assim, verifica-se que não somente o manganês determina a formação de fases nestas ligas, mas outros elementos também o fazem, mudando o comportamento da liga pela mudança na energia de falha de empilhamento que cada elemento causa.

É notado para esta última condição, a presença de uma estrutura de grãos grosseiros, com presença das fases austenita e martensita ϵ . Como será mostrado mais adiante, o maior teor de manganês proporciona um aumento significativo na energia de falha de empilhamento, que faz com que esta condição apresente um comportamento diferente das outras condições.

Figura 30 - Micrografias óticas da região (a) externa e (b) interna do tubo. (c-d) Micrografias eletrônicas do tubo centrifugado.



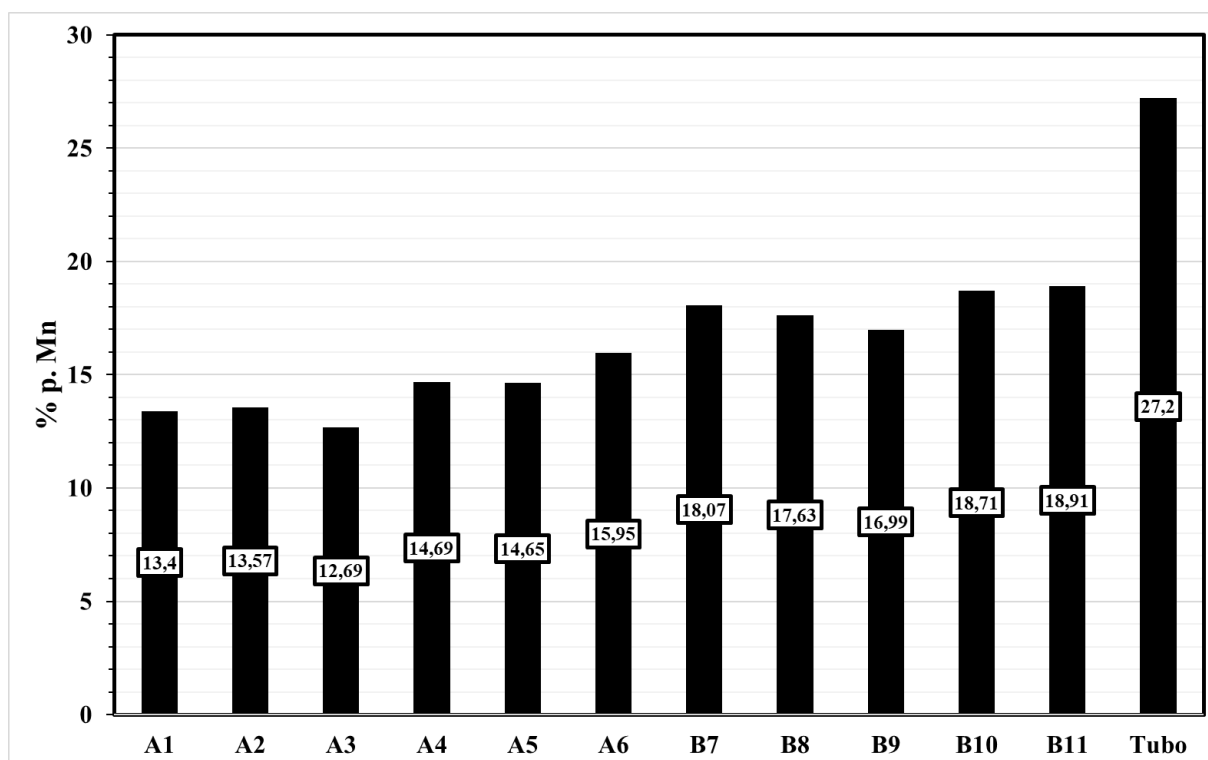
Fonte: Própria do autor.

5.5 Energia de Falha de Empilhamento

A Figura 31 mostra o percentual em peso de Mn das diferentes condições estudadas. As condições foram arranjadas seguindo a ordem decrescente de nível de diluição. Nota-se que com a redução no nível de diluição, maiores são os níveis de Mn. A variação no teor de Mn foi de 13,4 % para a condição de maior nível de diluição à 18,9 % para a condição de menor diluição. O tubo centrifugado estudado apresenta 27,2 % Mn, valor bem maior que as condições anteriormente apresentadas. Porém, este tubo não apresenta teor apreciável de níquel como as condições anteriores. Sabe-se que o níquel, assim como o Mn, é um elemento estabilizador da austenita, ou seja, com o aumento no teor destes elementos, a austenita torna-se estável em faixas maiores de temperatura e composição, quando visto em um diagrama de fases em equilíbrio (PORTER; EASTERLING, 1981). Adicionalmente, o níquel é um elemento que aumenta a energia de falha de empilhamento, impossibilitando a formação de martensita α' com

elevadas taxas de resfriamento e possibilitando a formação de martensita ϵ e macla quando submetido a deformação plástica. Cooman (2017) afirmou que o níquel, quando localizado nos planos de falha de empilhamento, contribui com um aumento na EFE de cerca de 10 mJ/m² por percentual atômico de Ni. Segundo dados encontrados na literatura, esse valor é o suficiente para que com 1 ou 2 % at. de Ni mude o mecanismo de deformação do aço, fazendo-o apresentar formação de macla ao invés de martensita ϵ .

Figura 31 - Percentual em peso de Mn das diferentes condições estudadas.

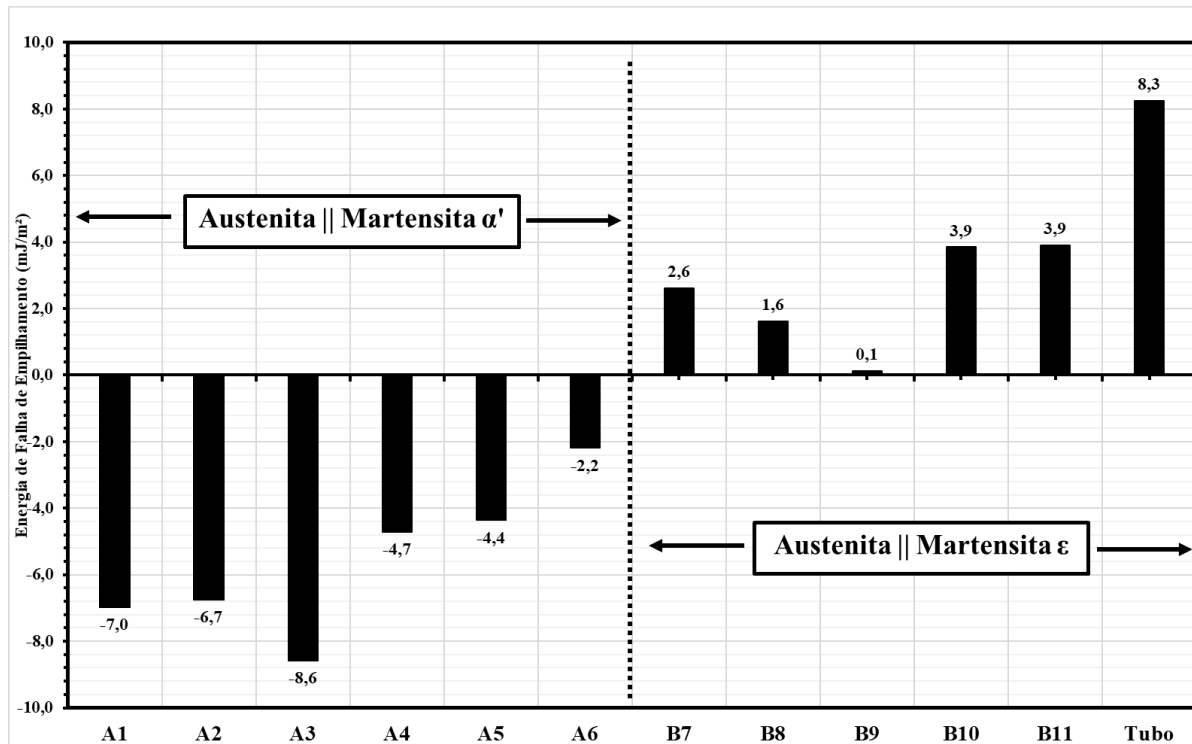


Fonte: Própria do autor.

A Figura 32 mostra um gráfico de barras da EFE das diferentes condições estudadas. A composição química utilizada para o cálculo foi determinada por espectroscopia dispersiva de raios-X, visto que alguns cordões de solda não apresentavam dimensões suficientes para análise em espectrômetro de emissão ótica, equipamento de maior precisão e que apresenta condições para a quantificação do elemento carbono. O carbono, assim como o Mn e o Ni, aumenta a EFE (COOMAN, 2017), além de ser um forte endurecedor por solução sólida intersticial, proporcionando aumento de resistência e facilitando a formação de martensita tetragonal ou cúbica (martensita α') (HONEYCOMBE; BHADESHIA, 1981). Assim, estabeleceu-se uma composição fixa de 0,12 % p. C para os cálculos, pois esta é a composição química da chapa utilizada como metal de base, determinada através de

espectroscopia de emissão ótica. A composição do carbono no eletrodo utilizado é apresentada pelo fornecedor como no máximo de 0,25% p C, não fornecendo um valor exato para maior precisão. Para avaliar a influência dos elementos na EFE, posteriormente será apresentado a influência gráficos de variação de determinados elementos na EFE.

Figura 32 - Energia de falha de empilhamento das diferentes condições estudadas.



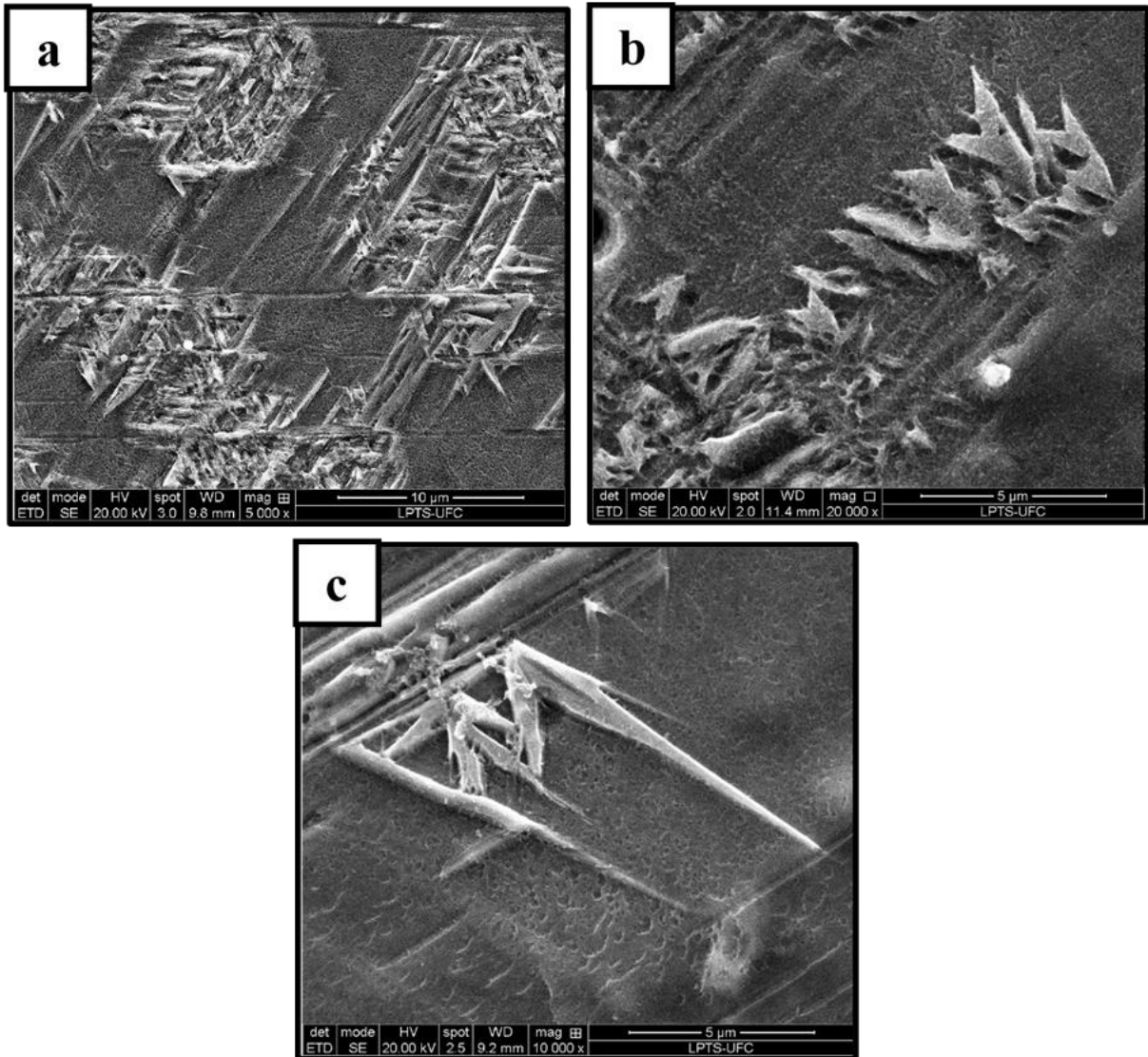
Fonte: Própria do autor.

Como discutido, a energia de falha de empilhamento foi calculada a partir de uma matriz austenítica, ou seja, de estrutura CFC. Porém, como as fases que aqui se formam, são originadas a partir de uma transformação adifusional, admite-se que a composição da martensita α' presente (de estrutura diferente da CFC) possui a mesma composição da austenita que lhe deu origem. Assim, o cálculo é baseado na composição anterior a transformação. Como será visto adiante, foram realizadas medidas de composições químicas pontuais nas regiões de fase austenítica e martensítica, a fim de se avaliar a EFE das regiões de microsegregação.

Nota-se da Figura 32, que as seis condições de maiores diluições apresentaram energia de falha de empilhamento negativa. Para estas condições, o teor de Mn está abaixo de 16 % p. Em todas elas foram notadas austenita e martensita α' na microestrutura. Observa-se nas microestruturas para as condições que apresentaram EFE negativa, que na medida em que a energia aumenta, a quantidade e morfologia das martensitas também muda. (MAKI, 1990)

apresentou algumas morfologias até então encontradas, dentre elas, aquelas geralmente encontradas em ligas de níquel, e a mais conhecida, martensita em ripas. A Figura 33 apresenta com maiores detalhes, alguns dos tipos de martensitas encontradas.

Figura 33 - Morfologia da martensita presente na condição (a) A2 (b) A5 e (c) A6.



Fonte: Própria do autor.

A Figura 33a mostra uma martensita com formato agulhado, alinhadas paralelamente umas às outras e de espessura muito fina, enquanto a encontrada na Figura 33b é de pequenas placas arranjadas de forma irregular dentro de regiões austeníticas. Na Figura 33c se nota uma morfologia um pouco diferente, em que a martensita se encontra tanto alinhadas umas em relação as outras, como em formato semelhante a martensita lenticular, porém não foram notados com nitidez a região maclada, típica deste tipo de martensita (MAKI,

2012). É importante ressaltar que a quantidade de martensita encontrada nestas condições é bem diferente, diminuindo da Figura 33a à 33c.

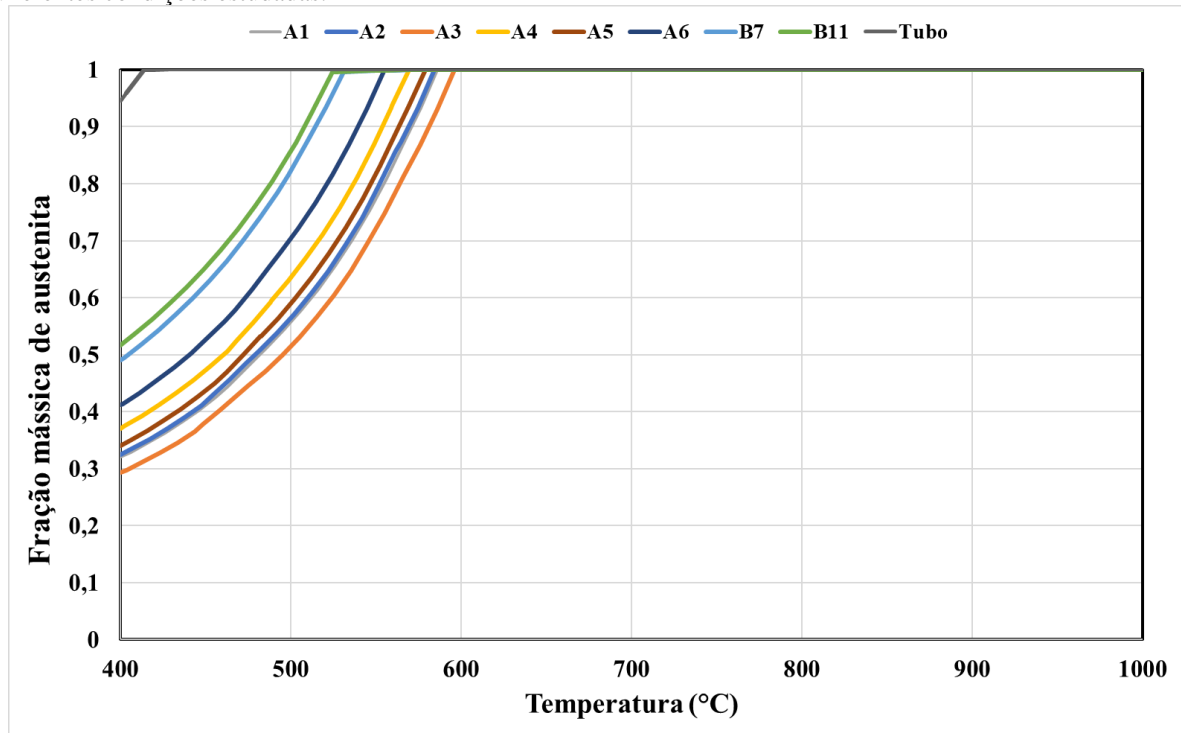
Para as condições que apresentaram EFE positiva, nota-se a ausência de martensita α' na microestrutura. As micrografias mostram matriz dendrítica de fase austenítica, com presença de algumas maclas de deformação. As condições B8 e Tubo, foram notadas estrutura semelhante a martensita ε , com placas finas de lados paralelos (MAKI, 1990). Allain *et al.* (2004) propõem um gráfico de intensidades de EFE, variando o teor de Mn e C, separando os níveis de energia que proporcionam formação de: martensita ε por temperatura e por deformação plástica. De acordo com seus dados, as condições que apresentaram EFE positiva deveriam possuir martensita ε em sua estrutura, porém, apenas em três das seis condições, apresentaram indícios desta fase.

Teores de Mn pouco menores do que a condição que apresentou o menor teor em Mn, condição A1 com 13,4 % p. Mn, proporcionaram a formação de ferrita e austenita em sua estrutura, como apresentados por (CAI *et al.*, 2015). Para a composição em estudo (Fe-0,18C-11Mn-3,8Al) há uma região de estabilidade da ferrita, que possibilitou a presença desta segunda fase na estrutura à temperatura ambiente. Com o objetivo de se identificar a região de estabilidade da austenita para as diferentes condições, e de complementar com os dados referentes à EFE uma explicação plausível para a formação de martensita α' , foi gerado o diagrama de fases para a fração mássica de austenita para as diferentes condições, como mostra a Figura 34.

Nota-se do diagrama em estudo que o manganês tem grande influência na ampliação do campo austenítico, fazendo com que as condições que apresentam maiores teores neste elemento, venham a apresentar maior fração de austenita a uma determinada temperatura. A temperatura em que se atinge 100% de austenita torna-se cada vez menor a medida em que o teor de manganês diminui. Desta forma, a formação de fase é restringida para temperaturas cada vez menores. Como a temperatura está diretamente ligada a taxa de transformação de fases, temperaturas menores reduzem as taxas de transformação e dificultam a formação e crescimento das fases difusionais (PORTER; EASTERLING, 1981).

Além da variação de manganês, nota-se que o elemento níquel também varia, principalmente nas regiões de microsegregação. Dessa forma, necessita-se estabelecer a influência do níquel e do manganês na EFE destas ligas. Diante disso, foram tomadas ligas de três condições: alta, média e baixa diluição, e foram plotados os gráficos de variação da EFE em função do percentual em peso de manganês e de níquel, como mostra a Figura 35 e a Figura 36.

Figura 34 - Simulação em condição de equilíbrio da fração mássica da austenita em função da temperatura para as diferentes condições estudadas.

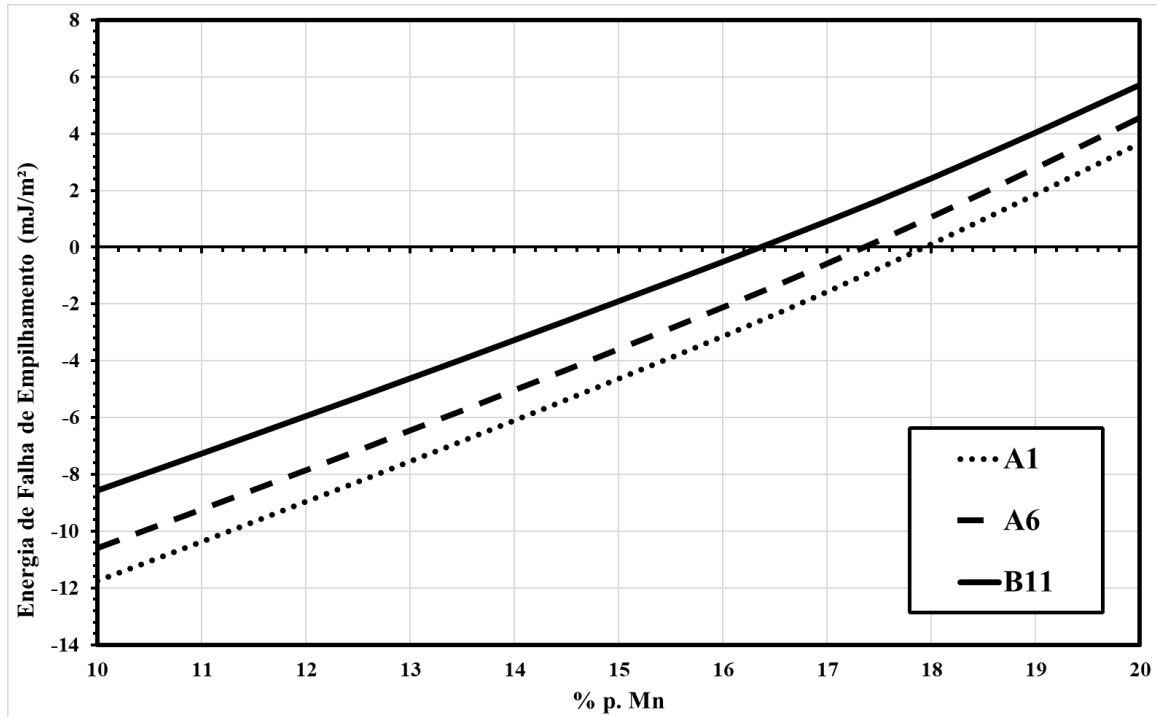


Fonte: Própria do autor.

Nota-se da Figura 35 que o Mn possui grande influência na EFE da liga, e que 10 % em peso de Mn é o suficiente para aumentar a energia em mais de 15 mJ/m². Esta mudança, é o suficiente para converter o valor da EFE de negativa para positiva, em que, como mostrado em resultados anteriores, faz com que a microestrutura não apresente martensita α' . Na Figura 36, o níquel também apresenta característica similar ao manganês. Segundo o gráfico, o níquel se apresenta mais influente no aumento da EFE, porém a diferença é pequena. Cálculos realizados mostram que para a condição A1, uma variação em 10 % p. Ni eleva a EFE em mais de 18 mJ/m², fazendo deste elemento um importante estabilizador da austenita. Além de aumentar a EFE e estabilizar a austenita, o níquel tem um importante papel na resistência a corrosão da liga, justificando seu uso frente ao alto custo deste elemento.

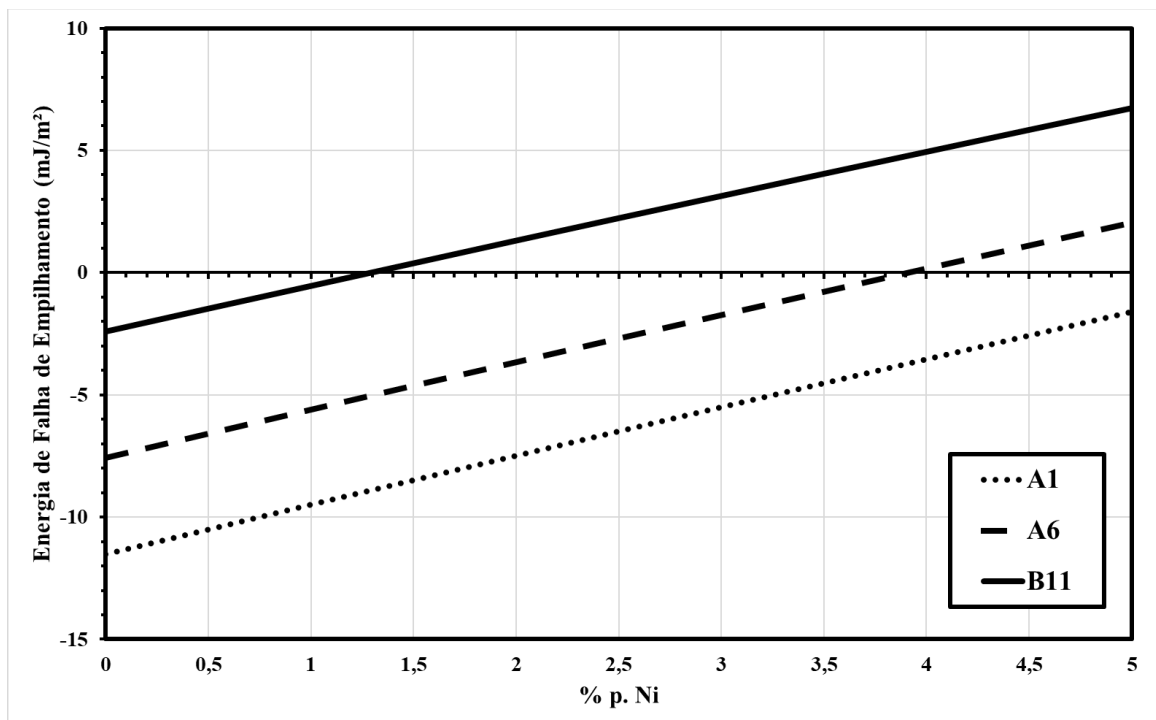
Hansoo Kim, Suh e Nack Kim (2013) mostraram a influência do alumínio nas propriedades mecânicas de ligas com elevado teor de Mn, em que este aumenta a energia de falha de empilhamento, mudando o mecanismo de deformação de formação de maclas para

Figura 35 - Variação da energia de falha de empilhamento com o percentual de manganês para as condições A1, A6 e B11.



Fonte: Própria do autor.

Figura 36 - Variação da energia de falha de empilhamento com o percentual de níquel para as condições A1, A6 e B11.



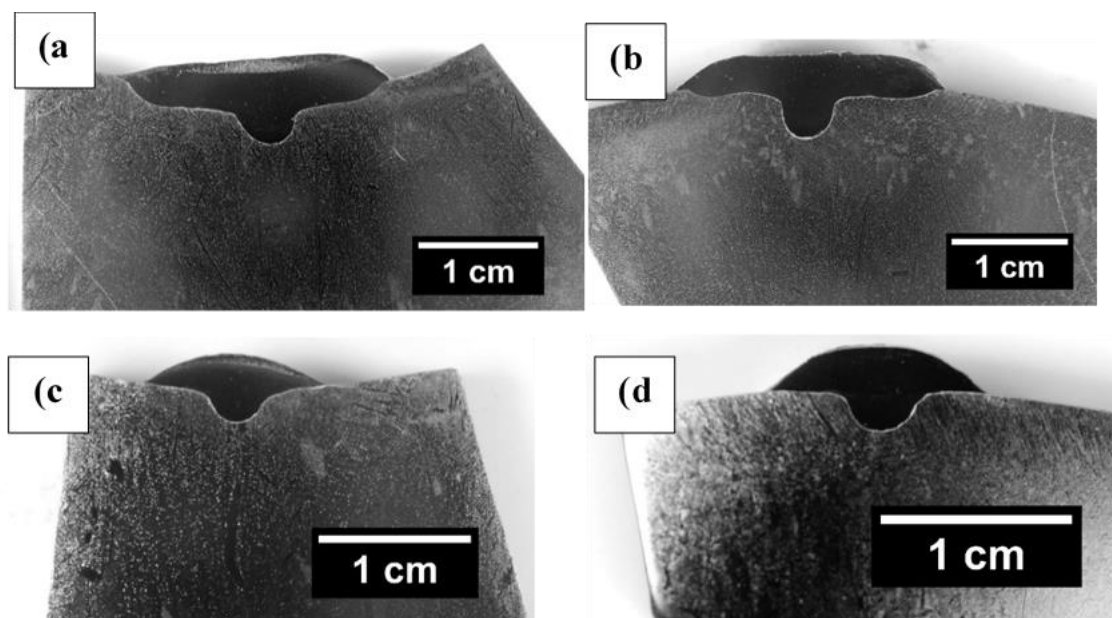
Fonte: Própria do autor.

deslizamento planar. Para haver esta mudança, este aço deve ultrapassar valores de EFE de mais de 40 mJ/m², enquanto que o limite inferior para formação de macla está por volta de 20 mJ/m². Lee *et al.* (2011) apresentou o efeito do cobre nas propriedades mecânicas de ligas de alto Mn. O cobre aumenta a EFE, porém com menor intensidade que o alumínio. Em liga Fe-Mn-C-Al, 2 % de cobre aumentam a EFE em cerca de 3 mJ/m² (LEE *et al.*, 2011), enquanto em liga FE-Mn-C, 2 % p. de Al aumentam a EFE em 20 mJ/m² (KANG *et al.*, 2012).

5.6 Soldagem no tubo com alto teor em manganês

Realizou-se a soldagem exploratória, utilizando a técnica MIG (*Metal Inert Gas*), utilizando o gás Ar-25%He, buscando-se parâmetros de alta e baixa energia. Escolheu-se a soldagem com corrente pulsada para soldagem a baixa energia e soldagem com corrente contínua para soldagem com alta energia. Os parâmetros escolhidos são mostrados na Tabela 5. Estes parâmetros foram escolhidos com base na boa penetração, diluição e geometria do cordão de solda. A Figura 37 mostra as macrografias dos cordões de solda obtidos.

Figura 37 - Macrografias dos cordões de solda após soldagem (a) alta energia na face interna, (b) alta energia na face externa, (c) baixa energia na face interna e (d) baixa energia na face externa do tubo.

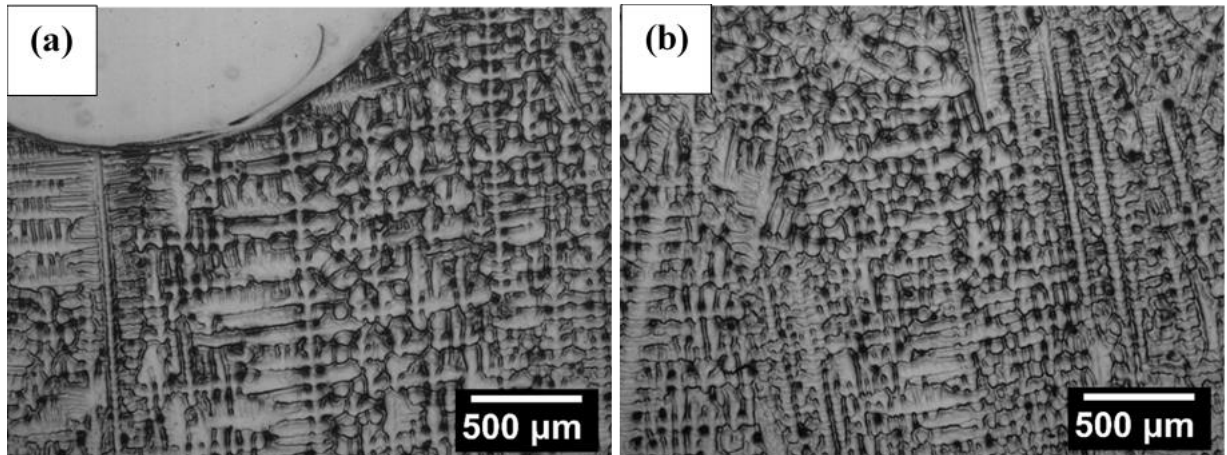


Fonte: Própria do autor.

Por análise qualitativa, nota-se a maior largura na soldagem a alta energia, com visível maior penetração. Nota-se ainda o formato de “dedo”, característica da soldagem com

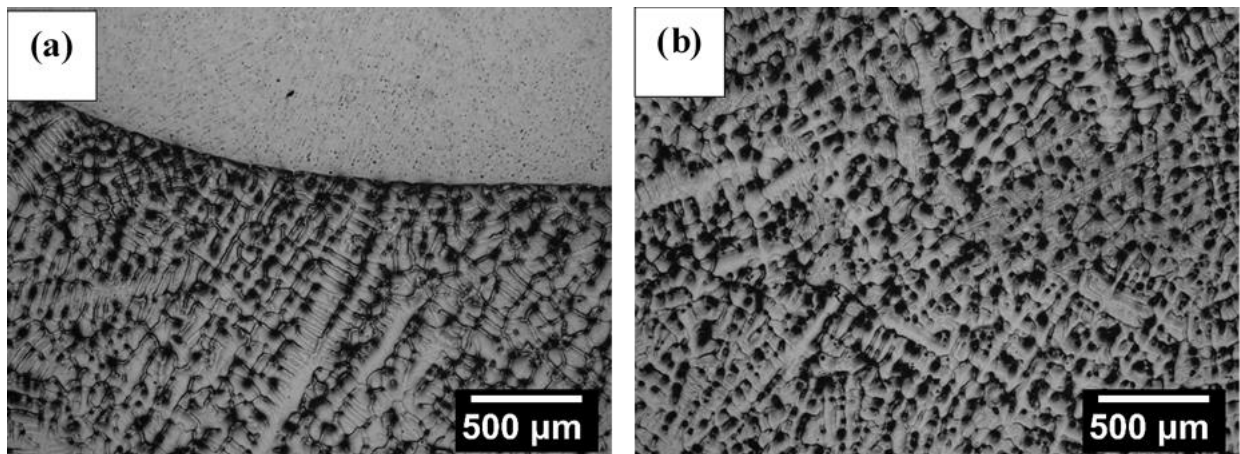
argônio. Todas as amostras passarão por análise de geometria, possibilitando se determinar penetração, largura, reforço, molhabilidade e diluição. A Figura 38 e 39 mostram as micrografias óticas com reagente Nital para duas condições: soldagem a alta e baixa energia na face interna do tubo, respectivamente.

Figura 38 - Micrografias óticas da condição de soldagem a baixa energia na face interna do tubo mostrando a região da (a) ZAC e (b) Metal de base.



Fonte: Própria do autor.

Figura 39 - Micrografias óticas da condição de soldagem a alta energia na face interna do tubo mostrando a região da (a) ZAC e (b) Metal de base.



Fonte: Própria do autor.

Nota-se, em ambas as condições, que não houve mudança significativa na morfologia ou tamanho das dendritas. Apenas a energia de soldagem não foi capaz de quebrar a estrutura dendrítica e recristalizar o material. Supõe-se, portanto, que o material pode ser soldado a qualquer energia sem que sua microestrutura seja afetada. Devido ao grão de tamanho exagerado, o calor fornecido na região próximo a zona fundida não é suficiente para aumentar

significativamente o tamanho de grão. Adicionalmente, como visto no diagrama de fases da Figura 34, o campo austenítico se estende à temperaturas muito baixas, necessitando-se de um tempo maior para aquela temperatura para que ocorra precipitação da fase CCC, o que não ocorre em soldagem, visto que, por mais lento que seja a taxa de resfriamento na soldagem a alta energia, esta taxa ainda é muito elevada para a precipitação da fase.

As soldagens à baixa e alta energia na face externa do tubo, também mostraram o mesmo comportamento, sem mudança da microestrutura. Logo, a estrutura continua a ser dendrítica com mesma morfologia apresentada na Figura 29.

6 CONCLUSÃO

Cordões de solda produzidos em soldagem com arame tubular PT-400 HM em chapa de aço carbono SAE 1012 utilizando o processo de arame tubular foram analisadas por microscopia, determinada a composição química e calculada a energia de falha de empilhamento para se relacionar ao nível de diluição, em que:

- Foi estabelecido o algoritmo para o cálculo da energia de falha de empilhamento de ligas de elevado teor de Mn contendo os elementos Fe, Mn, C, Si, Ni, Cu e Al, à temperaturas acima de 298 K. Verificou-se que estas equações não são válidas para temperaturas criogênicas pois não foram encontrados dados termodinâmicos para estas temperaturas.
- Determinaram-se de forma satisfatória o nível de diluição entre as diferentes condições da parte I, conseguindo-se níveis de diluição entre 7 e 41%.
- A microestrutura de todas as condições estudadas, tanto na parte I como na parte II, apresentou estrutura dendrítica. Em todas, com exceção do tubo centrifugado, foi notado microsegregação de manganês;
- As condições com alta diluição apresentaram zona fundida constituída de austenita nas áreas mais ricas em Mn e martensita α' nas regiões mais pobres, enquanto que as condições de menor diluição, apresentaram estrutura completamente austenítica;
- O valor de 14 % p. de manganês, mostrou ser um tipo de limite para a formação de martensita α' , visto que teores acima desse valor, apenas austenita era formada.
- O cálculo da EFE das diferentes condições mostrou que as zonas fundidas que apresentaram baixo nível de diluição, apresentavam EFE positiva, enquanto as que possuíam alto nível de diluição, apresentavam EFE negativa.
- Zonas fundidas que apresentaram EFE negativa, apresentaram martensita α' e austenita, enquanto que as que apresentaram EFE positiva, apenas austenita foi encontrada;
- O aumento no teor de manganês e níquel aumenta a EFE, suprimindo a transformação da austenita em outra fase.
- O nível de diluição foi determinante no comportamento da liga no que se refere a microestrutura;
- O tubo centrifugado foi o único a apresentar a martensita ϵ , enquanto a estrutura é mais grosseira do que as condições soldadas;

- O tubo não apresenta ZAC visível, visto que a estrutura continua dendrítica e o tamanho dos grãos não muda. Além disso, nenhuma fase adicional é vista próximo a zona fundida.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Propõe-se um estudo similar, porém com a técnica de soldagem duplo arame utilizando o arame PT-400HM e outra liga de mistura. Essa técnica possibilitará a produção de zonas fundidas com composições variadas e com dimensões suficientes para realização de ensaios mecânicos. Assim, torna-se possível a avaliação de diferentes composições com as transformações de fases que ocorrem durante ensaio mecânico, utilizando difração de raios-X.

Sugere-se ensaio de simulação termomecânica destas ligas produzidas com soldagem duplo arame, para simular uma ZAC nesta liga e verificar o seu comportamento durante ensaio de tração. Adicionalmente, é proposto relacionar estes comportamentos com as energias de falha de empilhamento das diferentes composições.

REFERÊNCIAS

- ADLER, P. H.; OLSON, G. B.; OWEN, W. S.. Strain Hardening of Hadfield Manganese Steel. **Metallurgical Transactions A**, [s.l.], v. 17, n. 10, p.1725-1737, out. 1986. Springer Nature. <http://dx.doi.org/10.1007/bf02817271>.
- ALLAIN, S. *et al.* Correlations between the calculated stacking fault energy and the plasticity mechanisms in Fe–Mn–C alloys. **Materials Science And Engineering: A**, [s.l.], v. 387-389, p.158-162, dez. 2004. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2004.01.059>.
- ALORAIER, A.; IBRAHIM, R.; THOMSON, P.. FCAW process to avoid the use of post weld heat treatment. **International Journal Of Pressure Vessels And Piping**, [s.l.], v. 83, n. 5, p.394-398, maio 2006. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijpvp.2006.02.028>.
- ASGARI, Sirous *et al.* Strain hardening regimes and microstructural evolution during large strain compression of low stacking fault energy fcc alloys that form deformation twins. **Metallurgical And Materials Transactions A**, [s.l.], v. 28, n. 9, p.1781-1795, set. 1997. Springer Nature. <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-997-0109-3>.
- BANOVIC, S. W.; DUPONT, J. N.; MARDER, A. R.. Dilution and microsegregation in dissimilar metal welds between super austenitic stainless steel and nickel base alloys. **Science And Technology Of Welding And Joining**, [s.l.], v. 7, n. 6, p.374-383, dez. 2002. Informa UK Limited. <http://dx.doi.org/10.1179/136217102225006804>.
- BIGELOW, L. K. M. C. Sulfide Inclusions in Steels. **Metallurgical Transaction B**, p.275-283, 1975.
- BOUAZIZ, O.; ALLAIN, S.; SCOTT, C. Effect of grain and twin boundaries on the hardening mechanisms of twinning-induced plasticity steels. **Scripta Materialia**, [s.l.], v. 58, n. 6, p.484-487, mar. 2008. Elsevier BV.
- BRACKE, L; KESTENS, L; PENNING, J. Transformation mechanism of α' -martensite in an austenitic Fe–Mn–C–N alloy. **Scripta Materialia**, [s.l.], v. 57, n. 5, p.385-388, set. 2007. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.scriptamat.2007.05.003>.
- CAI, Z.h. *et al.* Austenite stability and deformation behavior in a cold-rolled transformation-induced plasticity steel with medium manganese content. **Acta Materialia**, [s.l.], v. 84, p.229-236, fev. 2015. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2014.10.052>.
- CAO, Jia-li *et al.* Effect of Nb on Microstructure and Mechanical Properties in Non-magnetic High Manganese Steel. **Journal Of Iron And Steel Research, International**, [s.l.], v. 21, n. 6, p.600-605, jun. 2014. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/s1006-706x\(14\)60093-5](http://dx.doi.org/10.1016/s1006-706x(14)60093-5).
- CHEN, Shuchuan *et al.* Effect of f.c.c. antiferromagnetism on martensitic transformation in Fe–Mn–Si based alloys. **Materials Science And Engineering: A**, [s.l.], v. 264, n. 1-2, p.262-268, maio 1999. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/s0921-5093\(98\)01105-8](http://dx.doi.org/10.1016/s0921-5093(98)01105-8).

CHRISTIAN, J.W.; MAHAJAN, S.. Deformation twinning. **Progress in Materials Science**, [s.l.], v. 39, n. 1-2, p.1-157, 1995. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/0079-6425\(94\)00007-7](http://dx.doi.org/10.1016/0079-6425(94)00007-7).

COOMAN, B. C. DE. High Mn TWIP steel and medium Mn steel. **Automotive Steels**, [s.l.], p.317-385, 2017. Elsevier. <http://dx.doi.org/10.1016/b978-0-08-100638-2.00011-0>.

COTES, S.; SADE, M.; GUILLERMET, A. Fernandez. Fcc/Hcp martensitic transformation in the Fe-Mn system: Experimental study and thermodynamic analysis of phase stability. **Metallurgical And Materials Transactions A**, [s.l.], v. 26, n. 8, p.1957-1969, ago. 1995. Springer Nature. <http://dx.doi.org/10.1007/bf02670667>.

CURTZE, S. et al. Thermodynamic modeling of the stacking fault energy of austenitic steels. **Acta Materialia**, [s.l.], v. 59, n. 3, p.1068-1076, fev. 2011. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2010.10.037>.

CURTZE, S.; KUOKKALA, V.-t.. Dependence of tensile deformation behavior of TWIP steels on stacking fault energy, temperature and strain rate. **Acta Materialia**, [s.l.], v. 58, n. 15, p.5129-5141, set. 2010. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2010.05.049>.

DAS, Arpan. Revisiting Stacking Fault Energy of Steels. **Metallurgical And Materials Transactions A**, [s.l.], v. 47, n. 2, p.748-768, 14 dez. 2015. Springer Nature. <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-015-3266-9>.

DINSDALE, A. T. SGTE data for pure elements. **Calphad**, [s.l.], v. 15, n. 4, p.317-425, out. 1991. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/0364-5916\(91\)90030-n](http://dx.doi.org/10.1016/0364-5916(91)90030-n).

DOBZANŃSKI, L. A. A. G. Microstructure evolution of high-manganese steel during the thermomechanical processing. **Archives of Materials Science and Engineering**, p.69-76, 2009.

DUMAY, A. *et al.* Influence of addition elements on the stacking-fault energy and mechanical properties of an austenitic Fe–Mn–C steel. **Materials Science And Engineering: A**, [s.l.], v. 483-484, p.184-187, jun. 2008. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2006.12.170>.

DUPONT, J. N. Welding, Dilution in Fusion. Em A. Handbook, & T. S. T. Lienert (Ed.), **ASM Handbook: Welding Fundamentals and Processes**. v. 6A, p. 115-121, 2011.

DUPONT, J. N.; MARDER, A. R. Dilution in single pass arc welds. **Metallurgical and Materials Transactions B**, [s.l.], v. 27, n. 3, p.481-489, jun. 1996. Springer Nature. <http://dx.doi.org/10.1007/bf02914913>.

EL-DANAF, Ehab; KALIDINDI, Surya R.; DOHERTY, Roger D.. Influence of grain size and stacking-fault energy on deformation twinning in fcc metals. **Metallurgical And Materials Transactions A**, [s.l.], v. 30, n. 5, p.1223-1233, maio 1999. Springer Nature. <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-999-0272-9>.

FERREIRA, P. J.; MÜLLNER, P.. A thermodynamic model for the stacking-fault energy. **Acta Materialia**, [s.l.], v. 46, n. 13, p.4479-4484, ago. 1998. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/s1359-6454\(98\)00155-4](http://dx.doi.org/10.1016/s1359-6454(98)00155-4).

FROMMEYER, Georg; BRÜX, Udo. Microstructures and Mechanical Properties of High-Strength Fe-Mn-Al-C Light-Weight TRIPLEX Steels. **Steel Research International**, [s.l.], v. 77, n. 9-10, p.627-633, set. 2006. Wiley-Blackwell. <http://dx.doi.org/10.1002/srin.200606440>.

GIRAULT, E. *et al.* Metallographic Methods for Revealing the Multiphase Microstructure of TRIP-Assisted Steels. **Materials Characterization**, [s.l.], v. 40, n. 2, p.111-118, fev. 1998. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/s1044-5803\(97\)00154-x](http://dx.doi.org/10.1016/s1044-5803(97)00154-x).

GRÄSSEL, O *et al.* High strength Fe–Mn–(Al, Si) TRIP/TWIP steels development — properties — application. **International Journal Of Plasticity**, [s.l.], v. 16, n. 10-11, p.1391-1409, jan. 2000. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/s0749-6419\(00\)00015-2](http://dx.doi.org/10.1016/s0749-6419(00)00015-2).

GRONG, O. Heat Flow and Temperature Distribution in Welding. Em O. Grong, & H. K. Bhadeshia (Ed.), **Metallurgical Modeling of Welding**. p.1-115, 1997. London.

GUMUS, B. *et al.* Twinning activity in high-manganese austenitic steels under high velocity loading. **Materials Science And Technology**, [s.l.], p.1-3, 24 fev. 2016. Informa UK Limited. <http://dx.doi.org/10.1179/1743284715y.0000000111>.

HAMADA, A. S.; KARJALAINEN, L. P.; SOMANI, M. C. The influence of aluminum on hot deformation behavior and tensile properties of high-Mn TWIP steels. **Materials Science And Engineering: A**, [s.l.], v. 467, n. 1-2, p.114-124, out. 2007. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2007.02.074>.

HAUGHWOUT, L. B. Centrifugal Casting Processes. Em J. D. Beadle (Ed.), **Castings: Production Engineering Series**. p.109-116, 1971. Macmillan Engineering Evaluations. doi:10.1007/978-1-349-01179-7

HILLERT, Mats; JARL, Magnus. A model for alloying in ferromagnetic metals. **Calphad**, [s.l.], v. 2, n. 3, p.227-238, jan. 1978. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/0364-5916\(78\)90011-1](http://dx.doi.org/10.1016/0364-5916(78)90011-1).

HIRTH, J. P.; COHEN, M.. On the Strength-Differential Phenomenon in Hardened Steel. **Metallurgical Transactions**, [s.l.], v. 1, n. 1, p.3-8, jan. 1970. Springer. <https://doi.org/10.1007/BF02819235>

X

HONEYCOMBE, H. R. W. K. The strengthening of iron and its alloys. Em Honeycombe, H. K. R. W. K., **Steels: Microstructure and Properties**, 1981. Great Britain: Arnold.

HUANG, Weiming. An assessment of the Fe-Mn system. **Calphad**, [s.l.], v. 13, n. 3, p.243-252, jul. 1989. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/0364-5916\(89\)90004-7](http://dx.doi.org/10.1016/0364-5916(89)90004-7).

IDRISSI, H. *et al.* On the mechanism of twin formation in Fe–Mn–C TWIP steels. **Acta Materialia**, [s.l.], v. 58, n. 7, p.2464-2476, abr. 2010. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2009.12.032>.

ISHIDA, K.. Direct estimation of stacking fault energy by thermodynamic analysis. **Physica Status Solidi (a)**, [s.l.], v. 36, n. 2, p.717-728, 16 ago. 1976. Wiley-Blackwell. <http://dx.doi.org/10.1002/pssa.2210360233>.

ISHIDA, Kiyohito; NISHIZAWA, Taiji. Effect of Alloying Elements on Stability of Epsilon Iron. **Transactions of The Japan Institute Of Metals**, [s.l.], v. 15, n. 3, p.225-231, 1974. Japan Institute of Metals. <http://dx.doi.org/10.2320/matertrans1960.15.225>.

JIN, Jae-eun *et al.* Néel temperature of high Mn austenitic steels. **Metals And Materials International**, [s.l.], v. 18, n. 3, p.419-423, jun. 2012. Springer Nature. <http://dx.doi.org/10.1007/s12540-012-3006-2>.

JONG K. CHOI, S.-G. L.-H.-W. High Manganese Austenitic Steel for Cryogenic Applications. **The Twenty-second International Offshore and Polar Engineering Conference**, v. 4, p. 29-35, 2012.

KALIDINDI, Surya R.. Modeling the strain hardening response of low SFE FCC alloys. **International Journal of Plasticity**, [s.l.], v. 14, n. 12, p.1265-1277, dez. 1998. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/s0749-6419\(98\)00054-0](http://dx.doi.org/10.1016/s0749-6419(98)00054-0).

KANG, Mihyun *et al.* Neutron diffraction analysis of stacking fault energy in Fe–18Mn–2Al–0.6C twinning-induced plasticity steels. **Materials Letters**, [s.l.], v. 76, p.93-95, jun. 2012. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matlet.2012.02.075>.

KARADENIZ, Erdal; OZSARAC, Ugur; YILDIZ, Ceyhan. The effect of process parameters on penetration in gas metal arc welding processes. **Materials & Design**, [s.l.], v. 28, n. 2, p.649-656, jan. 2007. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2005.07.014>.

KASCHNER, G. C. *et al.* Exploring the dislocation/twin interactions in zirconium. **Materials Science And Engineering: A**, [s.l.], v. 463, n. 1-2, p.122-127, ago. 2007. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2006.09.115>.

KIM, Hansoo; SUH, Dong-woo; KIM, Nack J. Fe–Al–Mn–C lightweight structural alloys: a review on the microstructures and mechanical properties. **Science And Technology Of Advanced Materials**, [s.l.], v. 14, n. 1, p.014205-014216, mar. 2013. Informa UK Limited. <http://dx.doi.org/10.1088/1468-6996/14/1/014205>

KOU, S. Heat Flow in Welding. Em S. Kou, **Welding Metallurgy**, p.37-64, 2003, Wiley-Interscience.

LEE, Sangwon *et al.* Effect of Cu addition on the mechanical behavior of austenitic twinning-induced plasticity steel. **Scripta Materialia**, [s.l.], v. 65, n. 12, p.1073-1076, dez. 2011. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.scriptamat.2011.09.019>.

LEE, Tae-ho *et al.* Correlation between stacking fault energy and deformation microstructure in high-interstitial-alloyed austenitic steels. **Acta Materialia**, [s.l.], v. 58, n. 8, p.3173-3186, maio 2010. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2010.01.056>.

LI, Lin (ZUYAO); HSU, T. Y. (XU). Gibbs free energy evaluation of the fcc(γ) and hcp(ϵ) phases in Fe-Mn-Si alloys. **Calphad**, [s.l.], v. 21, n. 3, p.443-448, set. 1997. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/s0364-5916\(97\)00044-8](http://dx.doi.org/10.1016/s0364-5916(97)00044-8).

LI, Long-sheng et al. Structure and properties of low-carbon high-manganese cast steels for cryogenic use. **Metallography**, [s.l.], v. 15, n. 4, p.355-365, dez. 1982. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/0026-0800\(82\)90027-1](http://dx.doi.org/10.1016/0026-0800(82)90027-1).

MAKI, T.. Morphology and substructure of martensite in steels. **Phase Transformations In Steels**, [s.l.], p.34-58, 2012. Elsevier. <http://dx.doi.org/10.1533/9780857096111.1.34>.

MAKI, Tadashi. Microstructure and Mechanical Behaviour of Ferrous Martensite. **Materials Science Forum**, [s.l.], v. 56-58, p.157-168, 1990. Trans Tech Publications. <http://dx.doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.56-58.157>.

MANNIK, L.; BROWN, S. K.. A Relationship between Laser Power, Penetration Depth and Welding Speed in the Laser Welding of Steels. **Journal Of Laser Applications**, [s.l.], v. 2, n. 3, p.22-25, out. 1990. Laser Institute of America.

MENDEZ, P. F.; EAGAR, T. W. Penetration and defect formation in high current arc welding. **Welding Research**, [s.l.], v. 1, p.296-306, jan. 2003. Office of Scientific and Technical Information (OSTI). <http://dx.doi.org/10.2172/835707>.

MOHAMED, K. A. *et al.* The influence of the Mn: Ni ratio on the mechanical properties and corrosion resistance of stainless steels. **Surface Technology**, [s.l.], v. 17, n. 1, p.11-18, set. 1982. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/0376-4583\(82\)90056-5](http://dx.doi.org/10.1016/0376-4583(82)90056-5).

NGUYEN, T. C. et al. High speed fusion weld bead defects. **Science And Technology Of Welding And Joining**, [s.l.], v. 11, n. 6, p.618-633, nov. 2006. Informa UK Limited. <http://dx.doi.org/10.1179/174329306x128464>.

NOURI, A. A. -Z. M. Effect of Welding Parameters on Dilution and Weld Bead Geometry in Cladding. **Journal of Materials Science and Technology**, p.817-822, 2007.

OLSON, G. B.; COHEN, Morris. A general mechanism of martensitic nucleation: Part I. General concepts and the FCC \rightarrow HCP transformation. **Metallurgical Transactions A**, [s.l.], v. 7, n. 12, p.1897-1904, dez. 1976. Springer Nature. <http://dx.doi.org/10.1007/bf02659822>.

PALANI, P. K.; MURUGAN, N. Optimization of weld bead geometry for stainless steel claddings deposited by FCAW. **Journal Of Materials Processing Technology**, [s.l.], v. 190, n. 1-3, p.291-299, jul. 2007. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.02.035>.

PARK, Kyung-tae. Tensile deformation of low-density Fe-Mn-Al-C austenitic steels at ambient temperature. **Scripta Materialia**, [s.l.], v. 68, n. 6, p.375-379, mar. 2013. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.scriptamat.2012.09.031>.

PORTER, K. E. D. A.. Diffusional Transformations in Solids. Em K. E. D. A. Porter, **Phase Transformations in Metal and Alloys**, p.339, 1981. Springer-Science + Business Media, B. V.

- RÉMY, L.. The interaction between slip and twinning systems and the influence of twinning on the mechanical behavior of fcc metals and alloys. **Metallurgical Transactions A**, [s.l.], v. 12, n. 3, p.387-408, mar. 1981. Springer Nature. <http://dx.doi.org/10.1007/bf02648536>.
- REMY, L.; PINEAU, A.. Twinning and strain-induced F.C.C. → H.C.P. transformation in the Fe-Mn-Cr-C system. **Materials Science And Engineering**, [s.l.], v. 28, n. 1, p.99-107, abr. 1977. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/0025-5416\(77\)90093-3](http://dx.doi.org/10.1016/0025-5416(77)90093-3).
- SANTOSH M. V., S. K. Mechanical Characterization and Microstructure analysis of Al C355.0 by Sand Casting, Die Casting and Centrifugal Casting Techniques. **Materials Today: Proceedings**, p.10987–10993, 2007.
- SEOL, Jae-bok *et al.* Influence of carbon content on the microstructure, martensitic transformation and mechanical properties in austenite/ε-martensite dual-phase Fe–Mn–C steels. **Acta Materialia**, [s.l.], v. 61, n. 2, p.558-578, jan. 2013. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2012.09.078>.
- SU, Guanqiao. Influence of Mn on the Corrosion Behaviour of Medium Manganese Steels in a Simulated Seawater Environment. **International Journal of Electrochemical Science**, [s.l.], p.9447-9461, nov. 2016. ESG. <http://dx.doi.org/10.20964/2016.11.51>.
- SVENSSON, L.-E. Arc Welding Processes. Em L.-E. Svensson, **Control of Microstructures and Properties in Steel Arc Welds**, p.1-54. Gothenburg, Sweden: CRC, 1994.
- TSAKIRIS, V.; EDMONDS, D.v.. Martensite and deformation twinning in austenitic steels. **Materials Science And Engineering: A**, [s.l.], v. 273-275, p.430-436, dez. 1999. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/s0921-5093\(99\)00322-6](http://dx.doi.org/10.1016/s0921-5093(99)00322-6).
- WEI, P. S.. Thermal Science of Weld Bead Defects: A Review. **Journal Of Heat Transfer**, [s.l.], v. 133, n. 3, p.1-22, 2011. ASME International. <http://dx.doi.org/10.1115/1.4002445>.
- WHELAN, M. J.. Dislocation Interactions in Face-Centred Cubic Metals, with Particular Reference to Stainless Steel. **Proceedings Of The Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences**, [s.l.], v. 249, n. 1256, p.114-137, 1 jan. 1959. The Royal Society. <http://dx.doi.org/10.1098/rspa.1959.0011>.
- WILLIAM D. CALLISTER JR., D. G. Imperfections in Solids. Em D. G. William D. Callister Jr., **Materials Science and Engineering: An Introduction**, 8^a ed., p. 90-121, 2009.
- WU, Xiaochun (ZUYAO); HSU, T. Y. (XU). Effect of the Neel temperature, TN, on martensitic transformation in Fe–Mn–Si-based shape memory alloys. **Materials Characterization**, [s.l.], v. 45, n. 2, p.137-142, ago. 2000. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/s1044-5803\(00\)00066-8](http://dx.doi.org/10.1016/s1044-5803(00)00066-8).
- XIONG, Renlong *et al.* Effect of stacking fault energy on work hardening behaviors in Fe–Mn–Si–C high manganese steels by varying silicon and carbon contents. **Materials & Design**, [s.l.], v. 85, p.707-714, nov. 2015. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2015.07.072>.

XIONG, Renlong *et al.* Thermodynamic calculation of stacking fault energy of the Fe–Mn–Si–C high manganese steels. **Materials Science And Engineering: A**, [s.l.], v. 598, p.376-386, mar. 2014. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2014.01.046>.

YAKUBTSOV, I. A.; ARIAPOUR, A.; PEROVIC, D. D. Effect of nitrogen on stacking fault energy of f.c.c. iron-based alloys. **Acta Materialia**, [s.l.], v. 47, n. 4, p.1271-1279, mar. 1999. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/s1359-6454\(98\)00419-4](http://dx.doi.org/10.1016/s1359-6454(98)00419-4).

YANG, W. S.; WAN, C. M.. The influence of aluminium content to the stacking fault energy in Fe-Mn-Al-C alloy system. **Journal Of Materials Science**, [s.l.], v. 25, n. 3, p.1821-1823, mar. 1990. Springer Nature. <http://dx.doi.org/10.1007/bf01045392>.

ZAEFFERER, S.; OHLERT, J.; BLECK, W.. A study of microstructure, transformation mechanisms and correlation between microstructure and mechanical properties of a low alloyed TRIP steel. **Acta Materialia**, [s.l.], v. 52, n. 9, p.2765-2778, maio 2004. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2004.02.044>.

ZHANG, X.; SAWAGUCHI, T.. Twinning of deformation-induced ϵ -martensite in Fe-30Mn-6Si shape memory alloy. **Acta Materialia**, [s.l.], v. 143, p.237-247, jan. 2018. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2017.10.009>.

ZHANG, Yan Sheng *et al.* Compositional dependence of the Néel transition, structural stability, magnetic properties and electrical resistivity in Fe–Mn–Al–Cr–Si alloys. **Materials Science And Engineering: A**, [s.l.], v. 334, n. 1-2, p.19-27, set. 2002. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/s0921-5093\(01\)01781-6](http://dx.doi.org/10.1016/s0921-5093(01)01781-6).