



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

LUCAS MOURA FARIAS DE MEDEIROS

**ANÁLISE DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E DA ENERGIA DE FALHA DE
EMPILHAMENTO EM AÇOS ALTO MANGANÊS**

FORTALEZA

2017

LUCAS MOURA FARIAS DE MEDEIROS

**ANÁLISE DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E DA ENERGIA DE FALHA DE
EMPILHAMENTO EM AÇOS ALTO MANGANÊS**

Monografia apresentada ao Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do título de Engenheiro Metalúrgico.

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

Coorientador: Prof. Me. Waydson Martins Ferreira

FORTALEZA

2017

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)

- M439a Medeiros, Lucas Moura Farias de.
Análise das propriedades mecânicas e da energia de falha de empilhamento em aços alto manganês /
Lucas Moura Farias de Medeiros. – 2017.
76 f. : il. color.
- Trabalho de Conclusão de Curso (graduação) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia,
Curso de Engenharia Metalúrgica, Fortaleza, 2017.
Orientação: Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu.
Coorientação: Prof. Me. Waydson Martins Ferreira.
1. Aço. 2. Propriedades mecânicas. 3. Metalurgia. I. Título.

CDD 669

LUCAS MOURA FARIAS DE MEDEIROS

**ANÁLISE DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E DA ENERGIA DE FALHA DE
EMPILHAMENTO EM AÇOS ALTO MANGANÊS**

Monografia apresentada ao Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do título de Engenheiro Metalúrgico.

Aprovada em: ___/___/_____.

BANCA EXAMINADORA

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

Prof. Me. Waydson Martins Ferreira (Coorientador)
Universidade Federal do Piauí (UFPI)

Prof. Dr. Jorge Luiz Cardoso
Universidade Federal do Ceará (UFC)

A Deus.

Aos meus pais, Jacinto e Zélia com todo amor.

AGRADECIMENTOS

A Deus por existir.

Aos meus pais, Zélia Maria Moura do Nascimento Farias e Jacinto Farias de Medeiros por todo sacrifício, amor e carinho.

A minha irmã Natália, minha grande amiga de todos os momentos.

As minhas tias Maria da Paz, Maria de Jesus e Maria de Fátima Moura por todo amor e ajuda nos momentos mais difíceis. Eu devo muito a vocês.

Ao meu grande amor e namorada, Mikely, por toda atenção e companheirismo.

A minha prima, Ana Roberta a quem devo muito e espero um dia poder retribuir toda ajuda e credibilidade depositadas em mim nestes anos.

Ao professor Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu, orientador e professor do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais pela disponibilidade de encaminhamento deste trabalho. Meus sinceros agradecimentos por ter tido a honra de ter sido seu aluno no decorrer da graduação.

Ao professor Me. Waydson, sem ele este trabalho não seria possível. Agradeço pelo encaminhamento, conhecimento, companheirismo, debates e lhe desejo de coração todo o sucesso na sua jornada. Meus mais sinceros agradecimentos.

Ao professor Dr. Jorge Luis Cardoso pela disponibilidade em participar da banca.

Ao amigo Engenheiro Giovani Gonçalves Ribamar pela ajuda fundamental em diversos momentos deste trabalho. Agradeço por toda valiosa contribuição e lhe desejo muita sorte na conclusão de seu Mestrado, além de muito sucesso na sua carreira.

Aos professores do Departamento, onde pude aprender com cada um nos bons e maus momentos durante minha trajetória no curso, meus agradecimentos.

Aos meus grandes amigos de turma, Igor Paulino, Stayne, Jamil, Luiza Aguiar, Amanda De Mont, Narain, Ronaldo Lima, Aldery, Lucas Coelho, Thiago César, Nívea, Gustavo e Raphaella Hermont.

Aos amigos que fiz na graduação, João Vitor, Soraia, Ana Beatriz de Pinho, Magno, Rayssila, Ana Larissa, Hana, Mário, Dário, Jackson, Renardir, Pablo, Andrey, Nilis, Roberto, Pedro Chaves, Eveline, Davi e em especial ao meu grande amigo Dyego Irineu.

Aos amigos do Colégio 7 de Setembro, Isi Lima, Ariadne Tavares, Paulo Júnior, Régis Rolim e Natália Menezes.

“Enquanto você sonha, você está fazendo o rascunho do seu futuro.” – Charles Chaplin.

RESUMO

O crescente estudo dos aços austeníticos com alto teor de manganês tem se intensificado nos últimos anos. Exigências de propriedades em baixas temperaturas tem motivado o estudo do comportamento mecânico destas ligas em ambiente criogênico, ao mesmo tempo em que se intensifica o estudo do tipo de mecanismo de deformação que estes aços podem sofrer em função da energia de falha de empilhamento, simulada através dos mais variados modelos termodinâmicos propostos. O presente trabalho avaliou a influência da temperatura e da distribuição dos elementos de liga em dois aços alto manganês com Si, Al e Cr em 25°C e -196°C (temperatura criogênica) através da análise de dados obtidos de ensaios mecânicos de tração e Charpy nas respectivas temperaturas utilizando da técnica de análise de variância para dois fatores para tratamento dos dados. Os resultados mostraram que a temperatura criogênica intensifica os valores de limite de escoamento e resistência de forma significativa o que reforça a ideia da utilização do alto manganês em ambientes criogênicos, em contrapartida, ocorre a perda de tenacidade e ductilidade. Modelos de regressão e superfície foram construídos para simular resultados das propriedades mecânicas. A termodinâmica da energia de falha de empilhamento foi utilizada para simular o valor em intervalos de temperaturas, desde a criogênica até valores muito elevados e como as contribuições químicas, magnética e interfacial interferiam na energia de falha. Os elementos químicos também foram avaliados, onde o Al, C e Mn contribuíam para o aumento da energia de falha de empilhamento e o Cr e Si para a diminuição.

Palavras-chave: Aço alto manganês. Propriedades mecânicas. Energia de falha de empilhamento.

ABSTRACT

The growing study of high-manganese austenitic steels has intensified in recent years. Requirements of properties at low temperatures have motivated the study of the mechanical behavior of these alloys in a cryogenic environment, while intensifying the study of the type of deformation mechanism that these steels can suffer as a function of the stacking fault energy, simulated through of the most varied thermodynamic models proposed. The present work evaluated the influence of the temperature and the distribution of alloying elements on high manganese steels with Si, Al and Cr at 25 ° C and -196 ° C (cryogenic temperature) through the analysis of data obtained from mechanical tensile tests and Charpy at the respective temperatures using the technique of analysis of variance for two factors for data treatment. The results showed that the cryogenic temperature intensifies the yield strength and resistance in a significant way which reinforces the idea of the use of the high manganese in cryogenic environments, in contrast, the loss of tenacity and ductility occurs. Regression and surface models were constructed to simulate results of mechanical properties. The thermodynamics of stacking fault energy was used to simulate the value in temperature ranges from cryogenic to very high values and how the chemical, magnetic and interfacial contributions interfered in the stacking fault energy. The chemical elements were also evaluated, where Al, C, Mn contributed to the increase of stacking fault energy and Cr and Si for the decrease.

Keywords: High manganese steel. Mechanical properties. Stacking fault energy.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1	Martelo e suporte para moinhos.....	19
Figura 2	Influência dos elementos de ligas austenitizantes, à esquerda os de campo aberto e a direita os de campo expandido	23
Figura 3	Influência dos elementos de ligas ferritizantes, à esquerda os de campo austenítico fechado e a direita os de campo austenítico contraído.....	24
Figura 4	Variação da temperatura de início da transformação martensítica (Ms) em função da quantidade de carbono e manganês.....	25
Figura 5	Variação do limite de escoamento e resistência à tração em função do teor de Mn para um aço austenítico com 1.15%C.....	26
Figura 6	Variação do limite de escoamento e do limite de resistência tração e ductilidade em função do teor de carbono para um aço austenítico com 12.2 a 13.8% de Mn	27
Figura 7	Micrografia do aço Hadfield em estado bruto de fusão com adição de 1.4% Cr. Ataque com nital	28
Figura 8	Propriedades mecânicas em função do teor de (a)Cr, (b) Mo e (c) Ni para uma liga com 12.8 – 13 % de Mn	28
Figura 9	Efeito do tamanho de grão do aço Fe–31Mn–3Al–3Si laminado a frio, submetido a temperatura de 850oC resfriado ao ar em diversos intervalos de tempo. (a)Limite de escoamento e tensão máxima de tração (b) Alongamento (c) Temperatura de recozimento.....	29
Figura 10	Comparativo da microestrutura bruta de fusão (a) e após o tratamento de solubilização (b) em um aço manganês Hadfield com 13% de Mn.....	31
Figura 11	Diagrama Fe-Mn.....	31
Figura 12	Diagrama Fe-C com 13% de Mn.....	32
Figura 13	Fases metaestáveis presentes em função da % de C e Mn após resfriamento rápido de 950°C até temperatura ambiente	32

Figura 14	Micrografia das microestruturas formadas fora do equilíbrio para diferentes teores de manganês.....	33
Figura 15	MEV-EBSD com a estrutura típica do aço manganês austenítico (6C22MN) mostrando os grãos austeníticos com as regiões de macla delimitadas em vermelho.....	36
Figura 16	Descrição dos termos da ANOVA dois fatores	39
Figura 17	Esquema de um diagrama <i>Input/Output</i>	42
Figura 18	Efeitos principais no limite de escoamento (MPa).....	50
Figura 19	Efeitos da interação no limite de escoamento (MPa).....	51
Figura 20	Gráfico de Pareto para o limite de escoamento.....	51
Figura 21	Efeitos principais no limite de resistência (MPa).....	52
Figura 22	Efeito de interação no limite de resistência (MPa).....	53
Figura 23	Gráfico de Pareto para o limite de resistência.....	53
Figura 24	Gráfico de Pareto para o alongamento.....	55
Figura 25	Efeitos principais no alongamento.....	55
Figura 26	Efeito de interação no Alongamento(%).....	56
Figura 27	Efeitos principais na energia de absorção.....	57
Figura 28	Efeitos secundários na energia de absorção.....	57
Figura 29	Gráfico de Pareto para energia de absorção.....	58
Figura 30	Gráfico da superfície de contorno para o (a) LE e (b) LRT.....	60
Figura 31	Gráfico da superfície de contorno para o (a)AL e (b)E.....	61
Figura 32	Análise dos resíduos para o LE.	62
Figura 33	Análise dos resíduos para o LRT.....	62
Figura 34	Análise dos resíduos para o AL.....	63
Figura 35	Análise dos resíduos para a E.	63
Figura 36	Gráfico dos valores das contribuições de Gibbs a SFE em diversas temperaturas para o aços Fe-Mn22-C0,6.....	65

Figura 37	Gráfico dos valores das contribuições à energia de Gibbs molar em 300K para os aços com composição de (a)Fe-Mn30-0,2C (b) Fe-Mn20-0,2C.....	66
Figura 38	Energia de falha de empilhamento em função do teor de carbono e manganês.....	67
Figura 39	Gráficos de valores da SFE (mJ/m ²) e suas contribuições em diversas temperaturas para os aços: (a) Aço 1 (b) Aço 2.....	69

LISTA DE TABELAS

Tabela 1	Propriedades mecânicas para diferentes tamanhos de grão.....	30
Tabela 2	Composição química de alguns aços austeníticos com teor de manganês entre 8 e 15% e carbono entre 0,7 a 1,35%.....	34
Tabela 3	Fases metaestáveis que podem ser formadas e o modo de obtenção destas fases pelo efeito TRIP.....	35
Tabela 4	Valores de SFE e sua relação com o tipo de mecanismo.....	37
Tabela 5	Tabela ANOVA para 1 fator.....	38
Tabela 6	Significados dos termos da SSt de forma tabelada.....	39
Tabela 7	Tabela ANOVA para dois fatores.....	40
Tabela 8	Matriz de resultados para dois fatores em dois níveis e a máxima combinação de A e B em dois níveis: alto e baixo.....	40
Tabela 9	Efeitos das variáveis e sua codificação.....	41
Tabela 10	Equações para estimar os efeitos das variáveis A e B em dois níveis.....	41
Tabela 11	Composição química dos aços alto manganês.....	43
Tabela 12	Variáveis com os valores físicos e com a codificação no intervalo [-1,+1].....	44
Tabela 13	Matriz com as combinações dos fatores e o número de ensaios.....	44
Tabela 14	Resultados do Aço 1 na temperatura de 25 °C e -196°C.....	47
Tabela 15	Resultados das médias e variações em unidades físicas e em % para o Aço 1 nas temperatura de 25 e -196 °C.....	47
Tabela 16	Resultados do Aço 2 na temperatura de 25 °C e -196°C.....	48
Tabela 17	Resultados das médias, variações em unidades físicas e em % para o Aço 2 nas temperatura de 25 e -196 °C.....	49
Tabela 18	ANOVA para o limite de escoamento para alfa = 0,05.....	50
Tabela 19	ANOVA para o limite de resistência para alfa = 0,05.....	52
Tabela 20	ANOVA para o alongamento com alfa = 0,10.....	54

Tabela 21	ANOVA para a energia de absorção com alfa = 0,05.....	56
Tabela 22	Coefficientes da análise de regressão para o LE e R^2	59
Tabela 23	Coefficientes da análise de regressão para o LRT e R^2	59
Tabela 24	Coefficientes da análise de regressão para o AL e R^2	59
Tabela 25	Coefficientes da análise de regressão para a E e R^2	59
Tabela 26	Valores de SFE (mJ/m^2) e suas contribuições simuladas para o aço Fe-Mn ₂₂ -C _{0,6} no intervalo de temperatura de 77K até 700K.....	64
Tabela 27	Valores de SFE (mJ/m^2) para os aços 1 e 2 em três temperaturas: 77K, 300K,600K e as diferenças encontradas entre os valores simulados.....	68
Tabela 28	Valores para a SFE e suas componentes energéticas em diversas temperaturas: 77K, 300K e 600K para os aços 1 e 2.....	69
Tabela 29	SFE e o mecanismo de deformação previsto.....	70
Tabela 30	Mecanismo de deformação previsto pela modelagem da SFE em 77K, 300K e 600K para os aços 1 e 2.....	70

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AL	Alongamento
ANOVA	Análise de variância
ASTM	American Society of Mechanical Engineers
Bal.	Balanceado
E	Energia de Absorção ao impacto
EQ	Razão Manganês com carbono equivalente
GL	Graus de liberdade
GNL	Gás natural liquefeito
J	Joule
LE	Limite de escoamento
LRT	Limite de resistência à tração
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
MPa	Mega Pascal
Ms	Temperatura de início da transformação martensítica
R ²	Coefficiente de regressão do modelo
SFE	Stacking fault energy
SQ	Soma dos quadrados
SQM	Soma dos quadrados médios
T	Temperatura
TWIP	Maclagem induzida por deformação
TRIP	Plasticidade induzida por transformação martensítica

LISTA DE SÍMBOLOS

%	Porcentagem
γ	Gama
σ	Sigma
ε	Épsilon
ρ	Rho
α	Alfa
β	Beta
δ	Delta
°C	Graus Celsius
Cr	Elemento Cromo
Mn	Elemento Manganês
Al	Elemento Alumínio
Si	Elemento Silício
Fe	Elemento Ferro
C	Elemento Carbono
Cr	Elemento Cromo
x_C	Fração molar do carbono
x_{Cr}	Fração molar do cromo
x_{Al}	Fração molar do alumínio
x_{Si}	Fração molar do silício
x_{Mn}	Fração molar do manganês
$\Delta G^{Y \rightarrow \varepsilon}$	Energia de Gibbs molar para a transformação da austenita em martensita
$\Delta G_{FeMnX}^{Y \rightarrow \varepsilon}$	Energia de contribuição química de todos os elementos menos carbono
$\Delta G_{FeMnX/C}^{Y \rightarrow \varepsilon}$	Energia da contribuição do Carbono e do manganês
$\Delta G_{mg}^{Y \rightarrow \varepsilon}$	Contribuição de Gibbs magnética
G_m^ε	Contribuição de Gibbs magnética da fase martensítica
G_m^Y	Contribuição de Gibbs magnética da fase austenítica
T_N^Y	Temperatura de Néel para a fase γ
T_N^ε	Temperatura de Néel para a fase ε

SUMÁRIO

1.	INTRODUÇÃO.....	19
2.	OBJETIVOS GERAIS E ESPECÍFICOS.....	21
3.	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	22
3.1	Elementos de liga.....	22
3.1.1	<i>Efeito dos elementos de liga nos campos austenítico e ferrítico.....</i>	22
3.1.2	<i>Influência dos elementos de liga nas propriedades mecânicas.....</i>	24
3.1.3	<i>Adição de Manganês.....</i>	24
3.1.4	<i>Adição de carbono ao aço Manganês austenítico.....</i>	26
3.1.5	<i>Cromo, Níquel e Molibdênio no aço manganês.....</i>	27
3.2	O sistema Fe-C-Mn.....	30
3.3	Aços alto manganês.....	34
3.3.1	<i>Aplicações criogênicas.....</i>	34
3.3.2	<i>Setor automobilístico.....</i>	35
3.4	Técnicas estatísticas para análise de dados.....	37
3.4.1	<i>Análise de variância com um fator.....</i>	37
3.4.2	<i>Análise de variância com dois fatores.....</i>	39
3.4.3	<i>Efeitos principais e secundários.....</i>	40
4.	MATERIAIS E MÉTODOS.....	43
4.1	Materiais.....	43
4.2	Metodologia para análise das propriedades mecânicas.....	43
4.3	Ensaio de tração.....	45
4.4	Ensaio Charpy.....	45
4.5	Cálculo da energia de falha de empilhamento (SFE).....	45
5.	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	46
5.1	Resultados para cada aço separadamente.....	46
5.2	Resultados dos ensaios através da ANOVA dois fatores para os efeitos.....	49
5.2.1	<i>Limite de escoamento (MPa).....</i>	49
5.2.2	<i>Limite de resistência (MPa).....</i>	52
5.2.3	<i>Alongamento (%).....</i>	54
5.2.4	<i>Energia de Absorção de Impacto (J).....</i>	56
5.3	Análise de regressão e simulação dos gráficos de contorno.....	58

5.4	Análise de resíduos do modelo.....	62
5.5	Calculo da SFE (mJ/m²).....	64
5.5.1	<i>Simulação da SFE em um aço Fe-22Mn-0,6C.....</i>	64
5.5.2	<i>Simulação do efeito dos elementos na SFE em um aço Fe-MnX-0,2C com 30% e 20% de Manganês e Fe-Mn25-XC a 300K.....</i>	65
5.5.3	<i>Resultado da SFE previstos para os aços 1 e 2 a 77K, 300K e 600K.....</i>	67
6.	CONCLUSÕES.....	71
7.	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	72
8.	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	73
	ANEXO I - TABELA DE FISHER PARA ALFA = 0,10 E ALFA = 0,05.....	76
	ANEXO II - PARÂMETROS TERMODINÂMICOS PARA A SFE.....	77
	ANEXO III – DADOS E VALORES TERMODINÂMICOS.....	78

1. INTRODUÇÃO

O desenvolvimento tecnológico dos últimos anos possibilitou o avanço em diversos campos das ciências, em especial ao ramo da engenharia de materiais pelo desenvolvimento cada vez mais voraz de novos produtos para os mais variados tipos de aplicação. A Primeira Revolução Industrial com o surgimento das máquinas a vapor e o avanço da indústria têxtil seguida pela Segunda Revolução Industrial com os avanços da indústria química, elétrica, petróleo e especialmente a indústria do aço, possibilitou o desenvolvimento de vários bens de consumo e da tecnologia existente que fomentou o surgimento constante de novas tecnologias impactando e transformando a indústria como ela era conhecida possibilitando criação e aperfeiçoamento de novas ligas.

Sendo uma liga de ferro e carbono, o aço no decorrer do último século sofreu as mais variadas modificações fazendo surgir novas classes, impulsionadas pelo desenvolvimento tecnológico. Solicitações específicas em diversos meios possibilitaram o desenvolvimento de novas ligas, através da adição de outros elementos (elementos de liga) que foram incorporados ao processo de fabricação do aço, modificando profundamente suas propriedades e microestrutura.

A resistência ao desgaste sempre foi um ponto importante para peças que sofrem constante atrito e movimento onde suas superfícies são degradadas pelo contato constante com outras superfícies ou substâncias. O aumento da dureza em um aço para melhorar a resistência ao desgaste pode ser feita por meio do processo de encruamento. Aços que apresentem uma estrutura predominantemente austenítica, permitem um melhor aumento de dureza por meio do encruamento onde a austenita se transforma em martensita (CHIAVERINI, 2015).

O precursor dos aços manganês austeníticos foi o aço desenvolvido por Sir Robert Hadfield o “*Aço Hadfield*” em 1882, cujo nome foi dado em sua homenagem (CHIAVERINI, 2015). O Aço Hadfield apresenta em sua composição cerca de 1.2% C e 12 a 13% Mn (HIGUERA et al., 2007). Seu uso em solicitações que necessitem resistência ao desgaste ocorre devido à capacidade de encruamento e alta tenacidade, favorecendo sua utilização em indústrias de construção, mineração, estradas de ferro, britadores ou moinhos (CHIAVERINI, 2015). A sua estrutura na forma bruta após fundição contém carbonetos como $(\text{FeMn})_3\text{C}$, através das quais através de um tratamento térmico adequado, pode transformar-se em uma estrutura completamente austenítica (AVERY, 2004). A solução destes carbonetos pode ser feita por austenitização seguida de resfriamento em água (CHIAVERINI, 2015).

Figura 1: Martelo e suporte para moinhos.



Fonte: Ecoplan Aços Especiais.

Nas últimas décadas os aços Hadfield sofreram modificações em relação a sua composição química através da adição de carbono e manganês seguida ou não de outros elementos de liga, criando variações do aço austenítico original.

O desenvolvimento dos aços alto manganês (acima de 15% Mn) é recente e tem sua aplicação em ambientes que requerem baixa permeabilidade magnética, temperaturas criogênicas e resistência a baixas temperaturas (AVERY, 2004). O presente trabalho busca analisar de forma quantitativa o quanto as propriedades mecânicas nos aços com alto teor de manganês juntamente com sua composição interferem nas propriedades como: Limite de escoamento (LE), limite de resistência à tração (LRT), Alongamento (AL) e Energia de absorção de impacto (E) em duas temperaturas, ambiente e criogênica e na energia de falha de empilhamento, chamada de *stacking fault energy* (SFE).

2. OBJETIVOS GERAIS E ESPECÍFICOS

O primeiro objetivo deste trabalho é avaliar como a composição química dos aços Fe-Mn-C com Cr, Al e Si interfere nas propriedades quando submetidos em duas temperaturas, 25°C e -196°C. Os objetivos específicos desta parte do trabalho são o cálculo dos efeitos das variáveis e por meio de modelos de regressão e gráficos de contorno verificar como as propriedades variam em função das variáveis escolhidas.

O segundo objetivo é calcular a energia de falha de empilhamento em diversas temperaturas para os dois aços através de modelos termodinâmicos e prever o tipo de mecanismo de deformação que cada um poderia sofrer através dos valores obtidos e como objetivos específicos a avaliação da contribuição dos elementos Al, Cr e Si na energia de falha de empilhamento e também a contribuição de Gibbs magnética, química e interfacial na energia de falha de empilhamento dos aços para composições simuladas e dos aços em estudo em diversas temperaturas.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Elementos de liga

Os elementos de liga em aços e ligas especiais não são restritos apenas a alterações dos constituintes, mas também na velocidade e como se formam tais fases, podendo inclusive alterar suas características (COSTA E MEI, 1988). É fundamental a compreensão de como os elementos interferem nas linhas dos diagramas de fases de modo a compreender como essa modificação altera as microestruturas formadas.

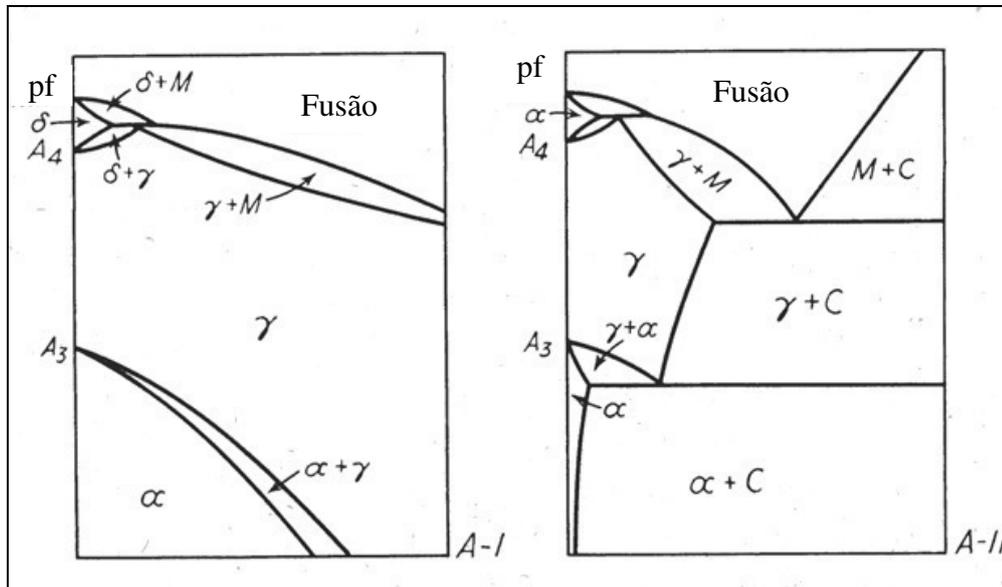
3.1.1. Efeito dos elementos de liga nos campos austenítico e ferrítico

Um levantamento detalhado dos efeitos dos elementos de liga no diagrama ferro-carbono seria muito difícil, exigindo uma análise de um grande número de diagramas de ligas ternárias em uma ampla faixa de temperatura (BADESHIA E HONEYCOMBE, 2008). Os elementos influenciam o diagrama de fases de duas formas, expandindo o campo austenítico ou contraindo o campo austenítico (BAIN, 1939). O sistema de equilíbrio binário de ferro e carbono se enquadra em quatro categorias: campo austenítico aberto, campo austenítico expandido, campo austenítico fechado e campo austenítico contraído. A forma do diagrama depende da estrutura eletrônica dos elementos de liga, o que se reflete em suas respectivas posições na tabela periódica (BADESHIA E HONEYCOMBE, 2008).

a) Campo austenítico aberto: São elementos de liga que aumentam a faixa de temperatura para a austenita estável, através da diminuição da temperatura onde ocorre a transformação da austenita (γ) em ferrita alfa (α) e aumento da temperatura de transformação austenita em ferrita delta (δ) (COSTA E MEI, 1988). Para este grupo pertencem os importantes elementos de liga níquel e manganês, bem como o cobalto e os metais inertes, rutênio, ródio, paládio, ósmio, irídio e platina (BADESHIA E HONEYCOMBE, 2008). Níquel e manganês em altas concentrações restringem totalmente o campo ferrítico formando apenas austenita na temperatura ambiente (COSTA E MEI, 1988).

b) Campo austenítico expandido: O campo da fase austenítica se expande de forma limitada, devido à formação de compostos. Nesta categoria os principais elementos são carbono e nitrogênio. Outros elementos deste grupo são cobre, zinco e ouro (BADESHIA E HONEYCOMBE, 2008).

Figura 2: Influência dos elementos de ligas austenitizantes, à esquerda os de campo aberto e a direita campo expandido.

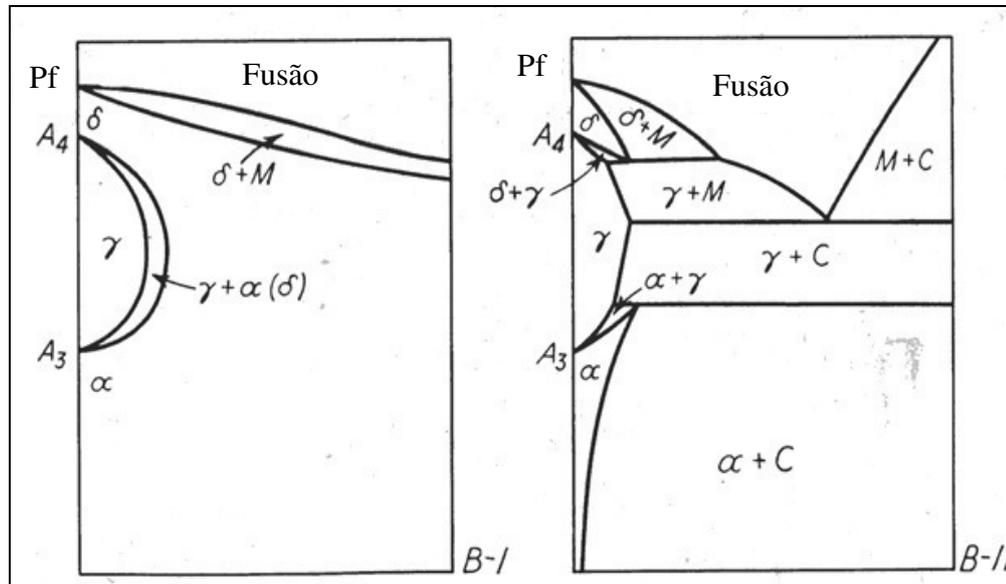


Fonte: Adaptado de BAIN (1939).

c) Campo austenítico fechado: O campo da fase austenítica é contraído, favorecendo que o campo ferrítico se expanda. O elemento de liga estreita o intervalo de temperatura para austenita estável e finalmente o torna inexistente (BAIN, 1939). A contração do campo gera as chamadas ilhas gama, onde o resultado é que as fases α e γ se tornam campos praticamente contínuos (BADESHIA E HONEYCOMBE, 2008). Silício, alumínio, fósforo juntamente com os elementos formadores de carbonetos como titânio, vanádio, molibdênio e cromo fazem parte deste grupo (COSTA E MEI, 1988).

d) Campo austenítico contraído: O campo de fase austenítica se contraí como no campo fechado, mas é interrompido devido a formação de carbonetos. Boro, tântalo, zircônio e nióbio representam este grupo, com o elemento boro o mais importante (COSTA E MEI, 1988).

Figura 3: Influência dos elementos de ligas ferritizantes, à esquerda os de campo austenítico fechado e a direita os de campo austenítico contraído.



Fonte: Adaptado de BAIN (1939).

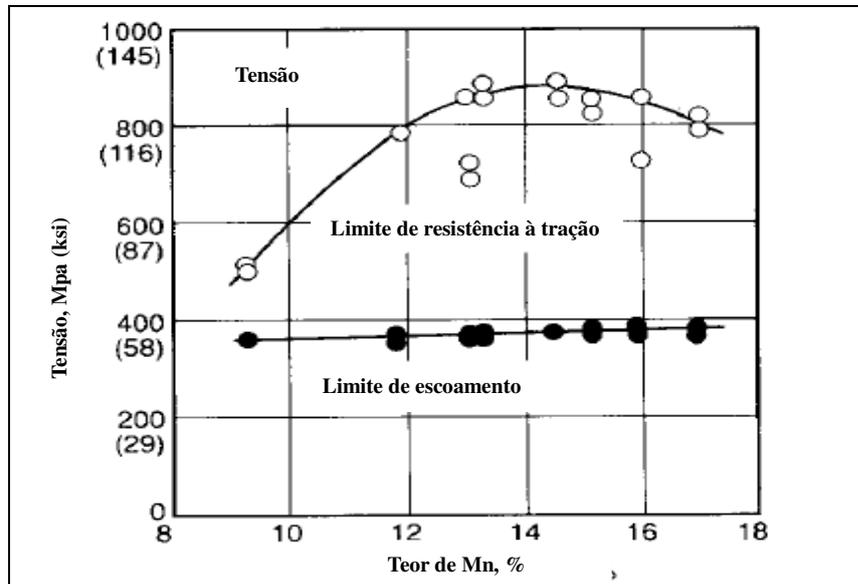
3.1.2. Influência dos elementos de liga nas propriedades mecânicas

As diferentes composições químicas dos materiais influenciam diretamente no tipo de microestrutura e propriedades tanto antes como após sofrer algum tipo de tratamento térmico. Conhecer características específicas de cada elemento é fundamental na engenharia de materiais, uma vez que a correta seleção de composição química, microestrutura inicial e seleção de parâmetros no processo influenciam direta e profundamente os resultados. A seguir serão discutidas e apresentadas as principais características dos elementos de liga mais utilizados na fabricação de aços e ligas, ressaltando sua influência especialmente nos aços manganês austeníticos. Muitas variações do aço austenítico original de manganês foram propostas, mas apenas algumas foram adotadas como melhorias significativas geralmente envolvendo variações de carbono e manganês, com ou sem ligas adicionais, como cromo, níquel, molibdênio, vanádio, titânio e bismuto (AVERY, 2004).

3.1.3 Adição de Manganês

As propriedades mecânicas do aço austenítico manganês variam de acordo com o teor de carbono e manganês. O manganês quando em solução na estrutura ferrítica, influencia

Figura 5: Variação do limite de escoamento e resistência à tração em função do teor de Mn para um aço austenítico com 1.15%C.

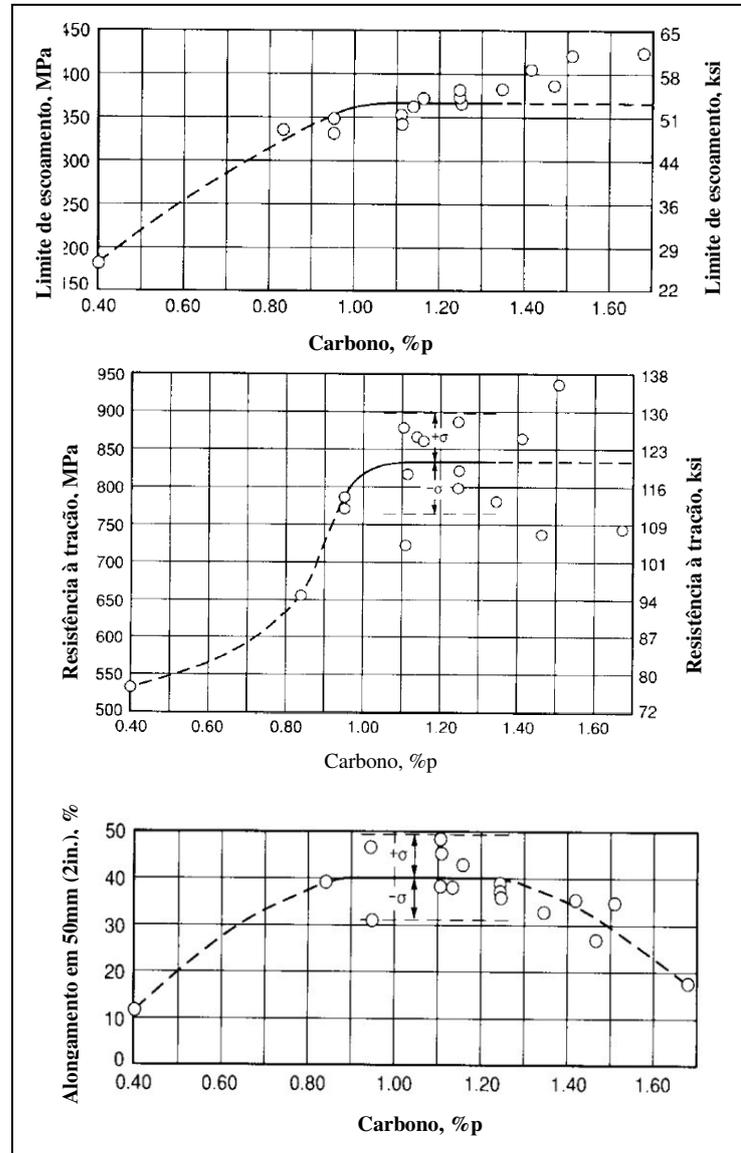


Fonte: Adaptado de AVERY (2004).

3.1.4 Adição de carbono ao aço Manganês austenítico

Para um aço com teor de Mn entre 12% e 13.8%, no intervalo entre 1,05 e 1,35% C, o limite de resistência a tração é constante a 827 MPa (120Ksi), como mostrado na Figura 9. Qualquer valor fora desses dados é atribuído ao efeito do tamanho do grão na fase austenítica (AVERY, 2004). À medida que o carbono aumenta, torna-se cada vez mais difícil manter todo o carbono na solução sólida, o que pode explicar reduções na resistência à tração e ductilidade. O conteúdo acima de 1,4% raramente é usado devido à dificuldade de obter uma estrutura austenítica suficientemente livre de grãos de carbonetos na fronteira, que são prejudiciais para a resistência e ductilidade (AVERY, 2004). O carbono atua fortemente na temperabilidade do material, especialmente na presença de outros elementos de liga onde se busca atingir uma dureza elevada. Em contrapartida, o aumento do conteúdo de carbono tem suas desvantagens como a fragilidade no material. (SOUZA, 1989).

Figura 6: Variação do limite de escoamento e do limite de resistência tração e ductilidade em função do teor de carbono para um aço austenítico com 12.2 a 13.8% de manganês.



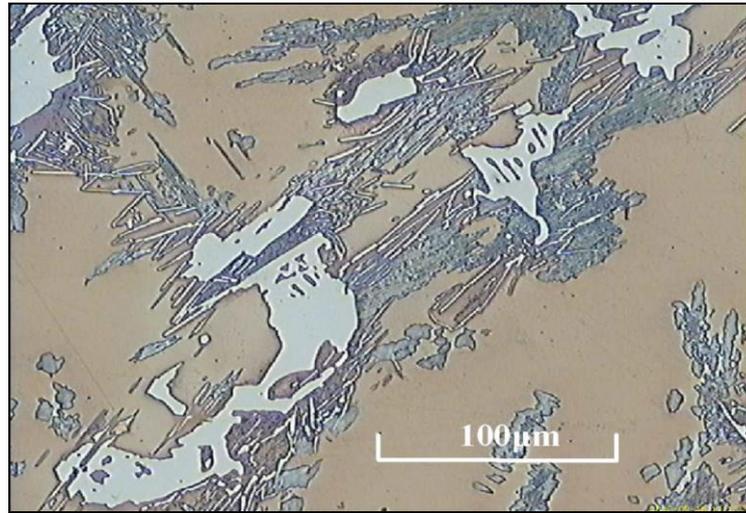
Fonte: Adaptado de AVERY (2004).

3.1.5 Cromo, Níquel e Molibdênio no aço manganês

Aumentos muito significativos no cromo acima de 2% reduzem a ductilidade devido ao aumento da fração em volume dos carbonetos na microestrutura (HIGUERA et al., 2007). A figura 7 demonstra o efeito do cromo no aço manganês em estado bruto de fusão. As adições de molibdênio, geralmente de 0,5 a 2%, são feitas para melhorar propriedades mecânicas. Estes efeitos ocorrem porque o molibdênio no aço de manganês é distribuído parcialmente em solução na austenita e em parte nos carbonetos primários formados durante a

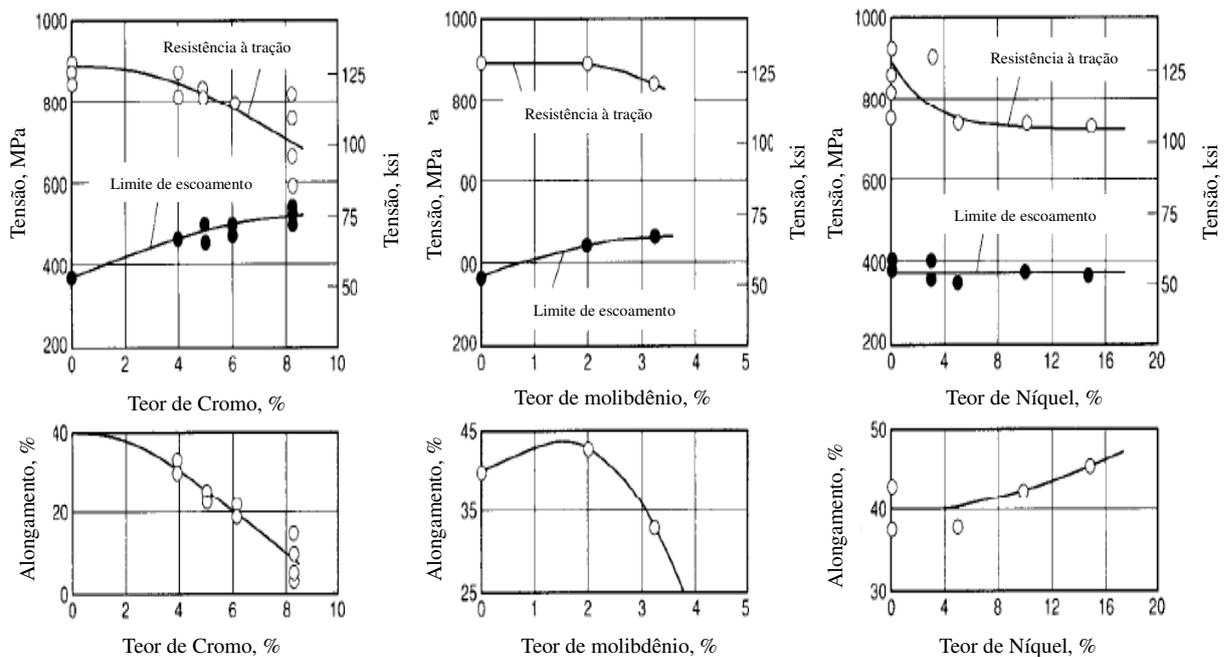
solidificação do aço, originando inúmeros precipitados (HIGUERA et al., 2007). Adicionando aos aços com um teor de carbono de 1,15% C, tanto o cromo quanto o molibdênio aumentam a resistência à fluência no material (figura 8).

Figura 7: Micrografia do aço Hadfield em estado bruto de fusão com adição de 1.4% Cr. Ataque com nital.



Fonte: TEĆZA E SOBULA, 2014.

Figura 8: Propriedades mecânicas em função do teor de (a)Cr, (b) Mo e (c) Ni para uma liga com 12.8 – 13 % de Mn.

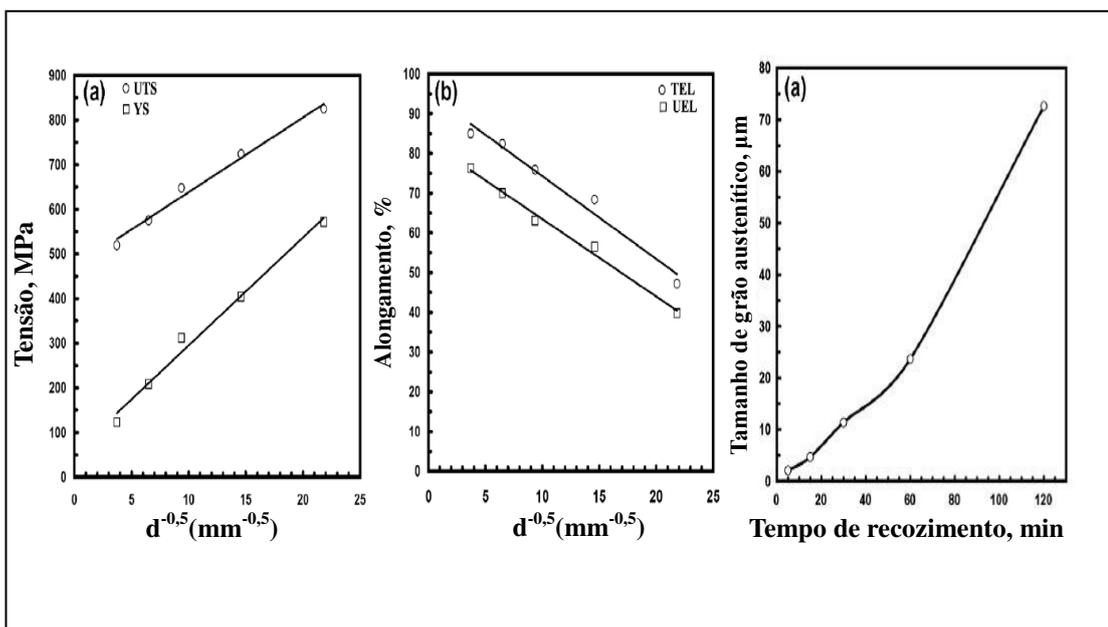


Fonte: Adaptado de AVERY (2004).

Em quantidades superiores a 4%, o níquel estabiliza a austenita porque é retido em solução sólida. O níquel é particularmente eficaz na supressão da precipitação de carbonetos, que podem ser formados entre 300 e 550° C. As adições de níquel aumentam a ductilidade, diminuem ligeiramente o limite de escoamento e diminuem a resistência à tração dos aços de manganês (AVERY, 2004). O Níquel contribui para o aumento da tenacidade mesmo quando a temperatura é baixa nos aços em geral e ajuda a diminuir a fragilidade do revenido de aços com altos teores de manganês (SOUZA, 1989).

Diversos estudos nos aços manganês comprovaram através de resultados obtidos, a relação entre o tamanho de grão com o limite de escoamento, limite de resistência à tração, ductilidade, deformação e também sua dependência com a temperatura de aquecimento. DINI et al., mostrou a dependência de várias propriedades mecânicas (ver figura 9 e tabela 1) em um aço Fe–31Mn–3Al–3Si laminado a frio com 1mm de espessura aquecido até 850°C em diversos intervalos de tempo (5 -120 min) e resfriado ao ar. Para cada intervalo de tempo na temperatura de 850°C foi obtido um tamanho de grão variando de 2.1 µm até 72. 6 µm (DINI, et al., 2010).

Figura 9: Efeito do tamanho de grão do aço Fe–31Mn–3Al–3Si laminado a frio, submetido a temperatura de 850°C resfriado ao ar em diversos intervalos de tempo. (a) Limite de escoamento e tensão máxima de tração (b) Alongamento (c) Temperatura de recozimento.



Fonte: Adaptado de DINI et al., 2010.

Tabela 1: Propriedades mecânicas para diferentes tamanhos de grão.

Tamanho de grão (μm)	Tensão de escoamento (MPa)	Tensão máxima de tração (MPa)	$\frac{\text{Tensão Escoamento}}{\text{Tensão Máx. Tração}}$	Elongação total (%)
2.1	572	825	0.69	47.2
4.7	404.4	723.8	0.56	68.4
11.4	311.9	648.1	0.48	75.9
23.7	208.6	575.4	0.36	82.4
72.6	123.1	519.4	0.24	85

Fonte: Adaptado de DINI et al., 2010.

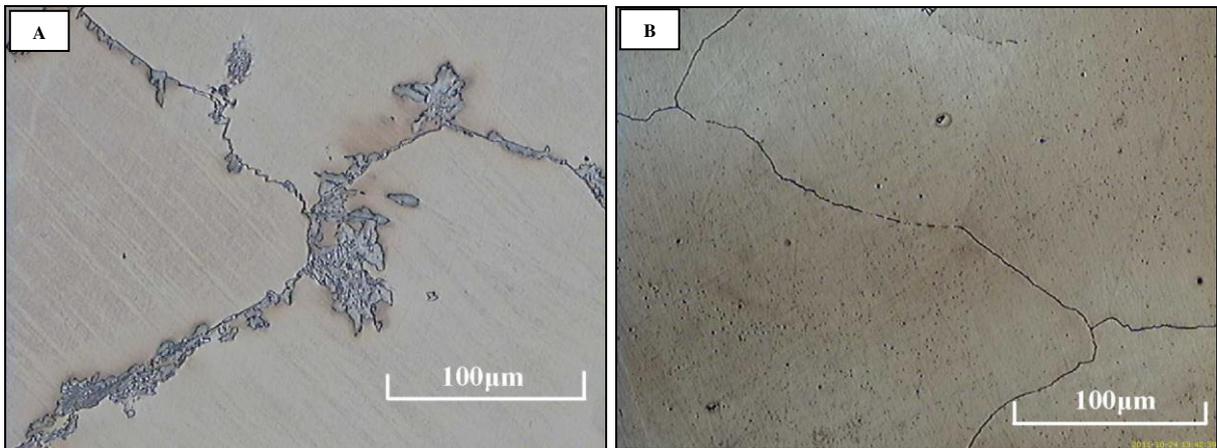
Os resultados mostraram que à medida que o tamanho de grão diminui, o limite de escoamento e a tensão máxima obtida aumentam, demonstrando que a relação de *Hall-Petch* (ver Equação 3.1), onde k é o coeficiente de contorno de grão, σ_0 resistência intrínseca, d tamanho de grão e σ_y o limite de escoamento.

$$\sigma_y = \sigma_0 + Kd^{-1/2} \quad \text{Equação 3.1}$$

3.2 O sistema Fe-C-Mn

Para aços manganês austeníticos, a estrutura bruta de fusão contém carbonetos que podem causar fragilidade ao aço (CHIAVERINI, 2015). O processo de solubilização ajuda na dissolução destes precipitados da estrutura bruta, que pode conter $(\text{Fe,Mn})_3\text{C}$, onde com condições adequadas de tratamento, pode-se construir uma matriz predominantemente austenítica. A figura 10 mostra um aço manganês austenítico com 13% de Mn na sua forma bruta de fusão e o mesmo aço após sofrer tratamento de solubilização. Combinados com o efeito de inclusões não metálicas, esses carbonetos reduzem a ductilidade do aço Hadfield. (TECZA E SOBULA, 2014).

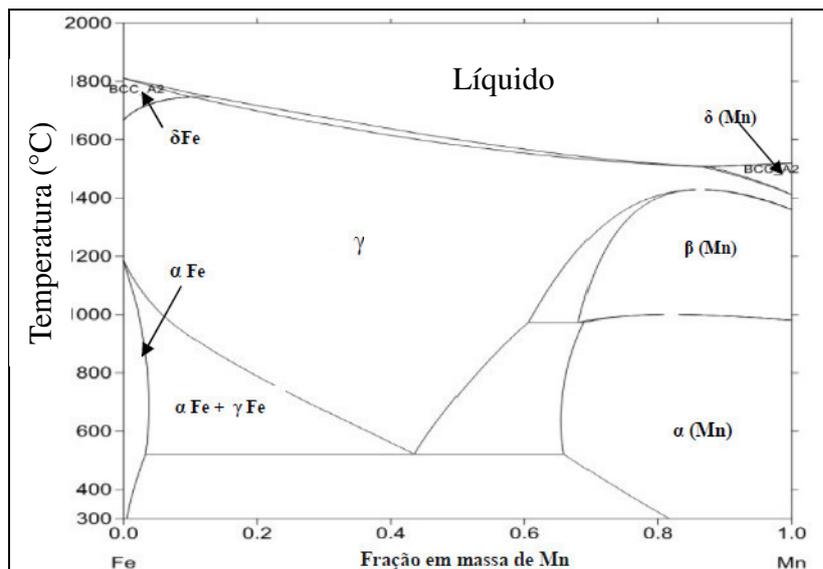
Figura 10: Comparativo da microestrutura bruta de fusão (a) e após o tratamento de solubilização (b) em um aço manganês Hadfield com 13% de Mn.



Fonte: TEÇZA E SOBULA (2014).

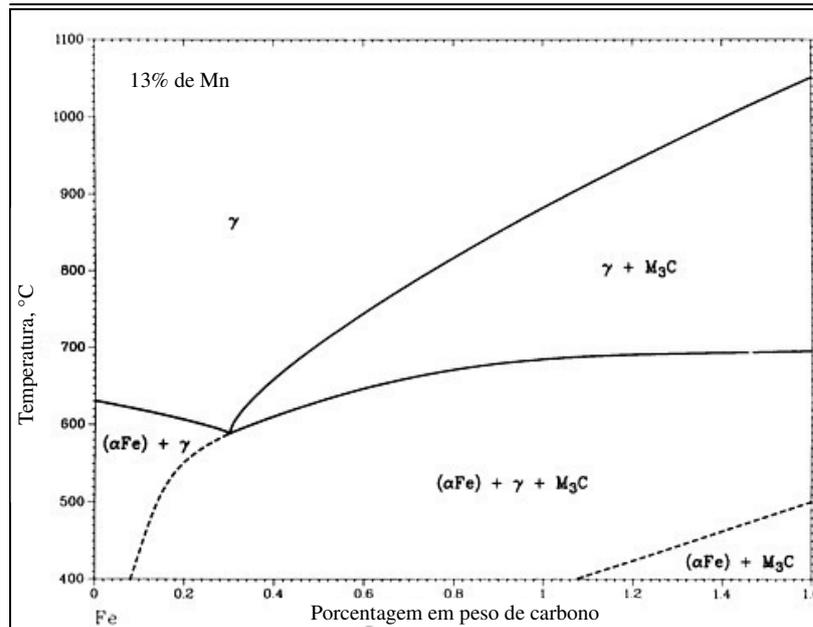
A compreensão do sistema F-C-Mn é fundamental para o entendimento do comportamento dos aços manganês austeníticos. A figura 11 mostra o sistema F-Mn e como o manganês influencia nas linhas do diagrama, permitindo a existência da fase γ em temperaturas menores. A figura 12 mostra as modificações do diagrama Fe-C convencional que ocorrem com adições de manganês até o valor de 13%.

Figura 11: Diagrama Fe-Mn.



Fonte: Adaptado de ASM (1992).

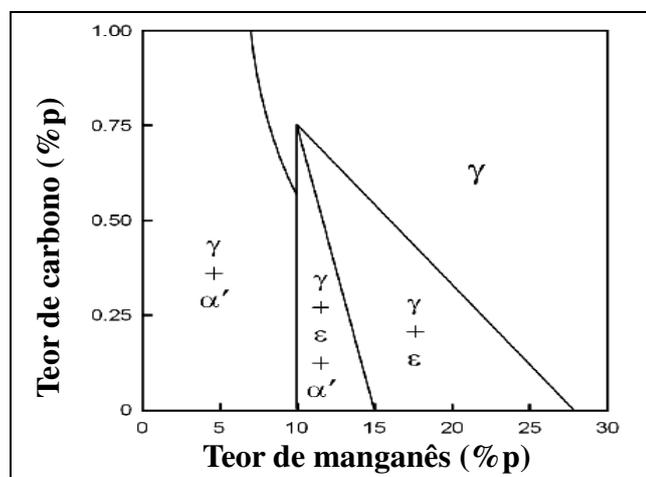
Figura 12: Diagrama Fe-C com 13% de Mn.



Fonte: Adaptado de ASM (1992).

Em resfriamento lento, partindo de altas temperaturas, ocorre a precipitação de carbonetos, como mostrado no diagrama Fe-Mn-C, na figura 12. Entretanto caso ocorra o resfriamento em velocidades muito altas como em água, por exemplo, pode ocorrer a precipitação de fases metaestáveis (SCHUMMAN, 1972).

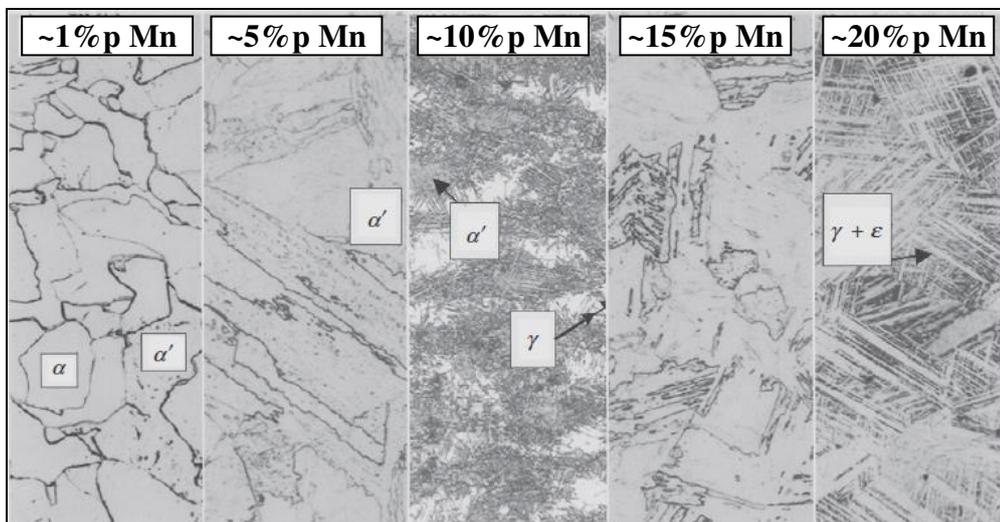
Figura 13: Fases metaestáveis presentes em função da % de C e Mn após resfriamento rápido de 950°C até temperatura ambiente.



Fonte: Adaptado de SCHUMMAN (1972).

A figura 13 mostra a microestrutura de uma liga aquecida a 950° C completamente austenitizada e resfriada rapidamente até a temperatura ambiente. Nota-se a existência de duas fases metaestáveis conhecidas como martensita α' e martensita ϵ (SCHUMMAN, 1972). A estrutura cristalina da martensita α' apresenta-se como cúbica de corpo central (CCC) ou tetragonal de corpo centrado (BCT), já a martensita ϵ apresenta estrutura cristalina hexagonal compacta (HC), onde a figura 14 mostra a forma das estruturas martensíticas para aços com diferentes composições de Manganês. A martensita ϵ de estrutura cristalina hexagonal compacta (HCP) é formada em altos teores de manganês. Ambos os tipos de martensita são formadas por tensão e deformação da fase austenítica. A estabilização da austenita só ocorre para teores acima de aproximadamente 27% em massa e para teores menores que 25% de Mn, a formação da fase ϵ deve ser evitada através da adição de carbono em torno de 0,6% em massa tornando possível a obtenção de uma estrutura austenítica uniforme sem carbonetos, evitando a formação da fase metaestável. Maiores adições de carbono resultam na formação de carboneto de M_3C (DE COOMAN, 2012).

Figura 14: Micrografia das microestruturas formadas fora do equilíbrio para diferentes teores de manganês.



Fonte: Adaptado de DE COOMAN (2012).

3.3 Aços alto manganês

3.3.1 Aplicações criogênicas

O desenvolvimento dos aços alto manganês (acima de 15% Mn) é recente e tem sua aplicação em ambientes que requerem temperaturas criogênicas e resistência a baixas temperaturas. A Tabela 2 apresenta algumas composições químicas típicas de aços austeníticos com alto teor de manganês. Para uma baixa permeabilidade magnética, estas ligas têm um teor de carbono inferior ao dos aços Hadfield (AVERY, 2004).

Tabela 2: Composição química de alguns aços austeníticos com teor de manganês entre 8 e 15% e carbono entre 0,7 a 1,35%.

Classificação	Composição química, %						
	C	Mn	Si (MÁX)	P (MÁX)	Cr	Mo	Ni
A 128							
A	1.05 - 1.35	11.00 MÍN	1.00	0.07	-	-	-
B-1	0.90 - 1.05	11.50 - 14.00	1.00	0.07	-	-	-
B-2	1.05 - 1.20	11.50 - 14.00	1.00	0.07	-	-	-
B-3	1.12 - 1.28	11.50 - 14.00	1.00	0.07	-	-	-
B-4	1.20 - 1.35	11.50 - 14.00	1.00	0.07	-	-	-
C	1.05 - 1.35	11.50 - 14.00	1.00	0.07	1.50 - 2.50	-	-
D	0.70 - 1.30	11.50 - 14.00	1.00	0.07	-	-	3.00 - 4.00
E-1	0.70 - 1.31	11.50 - 14.00	1.00	0.07	-	0.90 - 1.20	
E-2	1.05 - 1.45	11.50 - 14.00	1.00	0.07	-	1.80 - 2.10	
F	1.05 - 1.35	6.00 - 8.00	-	-	-	0.90 - 1.20	

Fonte: AVERY, 2004.

CHOI *et al.*, mostrou um estudo comparativo entre Aços Alto Mn e aços com 9%Ni para uso em tanques de GNL (Gás Natural Liquefeito) destacando propriedades relevantes à temperatura ambiente e criogênica, demonstrando que os aços alto Mn tem potencial para aplicações criogênicas especificamente para tanques de armazenamento ou transporte de GNL (CHOI et al., 2012). O custo menor em relação a outras ligas criogênicas tornou o aço alto Mn bastante interessante. Essas ligas foram vistas como substitutos econômicos devido ao alumínio e manganês em relação aos aços inoxidáveis austeníticos convencionais de cromo e níquel (AVERY, 2004).

3.3.2 Setor automobilístico

A indústria automotiva é um dos ramos que apresenta as maiores taxas de desenvolvimento. Novas possibilidades surgiram no início do século, quando o efeito da transformação martensítica induzida por deformação da fase ϵ foi aplicada em aços austeníticos. Este efeito foi usado há muitos anos, nos aços de cromo e níquel que possuíam um alto custo. O surgimento do novo grupo de aços austeníticos com alto teor de manganês e concentração variável de manganês, alumínio e silício, mostrou alto potencial para sua aplicação na indústria automotiva. Estes aços atendem às necessidades da indústria automotiva no que se refere à otimização da massa e ao consumo de combustível dos veículos e à limitação da poluição do meio ambiente causada pelos automóveis (DOBRZAŃSKI et al., 2008). Os aços com alto teor de manganês apresentam dois fenômenos que permitem desenvolver excelentes propriedades mecânicas: maclagem induzida por deformação ou TWIP (*Twinning Induced Plasticity*) e a plasticidade induzida por transformação chamada de efeito TRIP (*Transformation Induced Plasticity*). Os aços TRIP ocorrem pela transformação da austenita em martensita mediante deformação da matriz, resultando em alterações na estrutura cristalina e na densidade do metal. Aços com concentração abaixo de 25% de Mn é possível ocorrer o efeito TRIP. (GORNI, 2008 e DOBRZAŃSKI et al., 2008). A tabela 3 mostra as duas transformações que podem ocorrer no efeito TRIP. O efeito TWIP ocorre por maclação, no qual a estrutura se preserva e a região que sofreu maclação se reorienta durante a deformação. O fenômeno TWIP se observa em ligas com Mn em torno de 15 a 25% com adições de Silício e Alumínio (GORNI, 2008).

Tabela 3: Fases metaestáveis que podem ser formadas e o modo de obtenção destas fases pelo efeito TRIP.

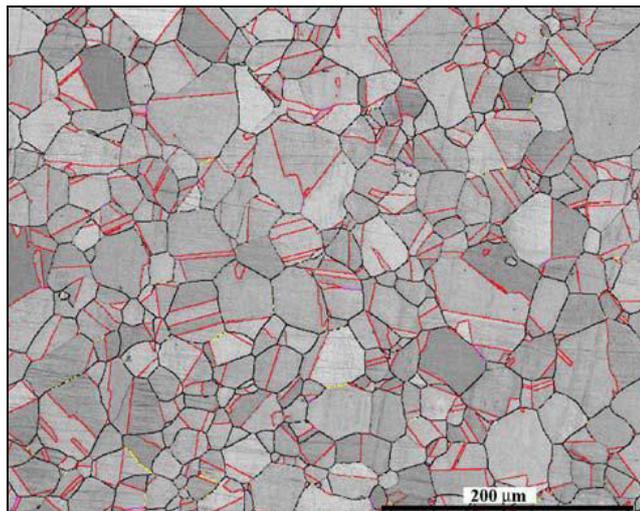
Transformação Martensítica – Efeito TRIP	
Tipo de Martensita	Transformação
Martensita α'	$\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$
Martensita ϵ	$\gamma \rightarrow \epsilon$

Fonte: Autor.

As maclas ocorrem em planos cristalográficos e direções específicas e são dependentes da estrutura cristalina do material, resultantes dos deslocamentos atômicos

quando uma força mecânica é aplicada, originando as maclas de deformação ou também por tratamentos de recozimento realizados após a estrutura inicial sofrer alguma deformação. O contorno de macla é especial, pois, os átomos em um dos lados do contorno estão em simetria com os átomos dos outro lado do contorno e a macla é a região de contato entre estes contornos (CALLISTER, 2012). Aços manganês austeníticos na sua estrutura típica apresentam maclas que são responsáveis pela resistência mecânica na temperatura ambiente enquanto a estrutura austenítica ajuda na ductilidade (YUAH *et al.*, 2015). Na figura 15 é possível observar a estrutura austenítica junto com as maclas delimitadas em vermelho.

Figura 15: MEV-EBSD com a estrutura típica do aço manganês austenítico (6C22MN) mostrando os grãos austeníticos com as regiões de macla delimitadas em vermelho.



Fonte: HAMADA, 2010.

Um dos parâmetros mais importantes no entendimento das transformações por efeito TRIP e TWIP é a energia de falha de empilhamento ou *stacking fault energy* Γ (SFE) e seus valores são fortemente dependentes da composição química e também da temperatura (GHASRI-KHOUZANI *et al.*, 2017). A tabela 4 relaciona a faixa de valores da SFE com a transformação e mecanismo que podem ocorrer, comparando os valores citados por FROMMEYER *et al.*, 2003 e ALLAIN *et al.*, 2004.

Tabela 4: Valores de SFE e sua relação com o tipo de mecanismo.

Tipo de mecanismo	Faixa de valores Γ (mJ/m²) (FROMMEYER, 2003)	Faixa de valores Γ (mJ/m²) (ALLAIN <i>et al.</i>, 2004)
TRIP	$\Gamma < 16$	$\Gamma < 18$
TWIP	$\Gamma = 25$	$12 < \Gamma < 35$

Fonte: Autor.

O alumínio quando adicionado ao aço manganês aumenta a SFE e estabilidade da austenita, dificultando a transformação martensítica. Em contrapartida o Silício diminui a SFE ocasionando o efeito contrario ao alumínio. O efeito TRIP em aços com alto manganês eleva não só o coeficiente de encruamento, que atinge valores próximos ou até mesmo iguais a 0.8, como também o limite de resistência, chegando a 1.100 MPa. O alongamento total pode chegar a até 55%. Já o aço TWIP seu alongamento total é alto, podendo chegar em torno de 95% (GORNI, 2008).

3.4 Técnicas estatísticas para análise de dados

3.4.1 Análise de variância com um fator

A análise de variância tem como objetivo analisar a média (μ) entre duas ou mais populações, buscando avaliar se a diferença entre estas médias avaliadas são estatisticamente significantes. Ela baseia-se em dois princípios, no primeiro a variabilidade é proveniente do fato das populações serem diferentes, analisando a variabilidade entre populações, ou, no segundo, a variabilidade ocorre pela diferença de cada amostra, analisando a variabilidade dentro das populações. As hipóteses formuladas podem ser a hipótese nula (H_0) em que as populações em sua totalidade têm médias iguais ou nem todas as médias de N populações são iguais (H_1) (LAPONNI, 2005).

a) $H_0 = \mu_1 = \mu_2 = \mu_3 \dots = \mu_k$

b) H_1 : Existe pelo menos uma média diferente

Seja Y a variável de interesse para a j-ésima unidade amostral da i-ésima amostra onde $j = 1, 2, 3, \dots, n$ e para todo $i = 1, 2, 3, \dots, m$. A análise de variância de Y consiste expressar essa

variação total, entre e dentro das populações, onde SS_{total} representa a variabilidade total dos dados, SS_{entre} representa a variabilidade entre as amostras e SS_{dentro} a variabilidade dentro das amostras. A análise de variância utiliza-se da variabilidade total, graus de liberdade, soma de quadrados em torno da média, quadrados médios e ao teste F, chamado teste de Fisher. Uma vez fixado o nível de significância do teste, H_0 será rejeitada se $F_0 > F_{1-\alpha}$. Quanto mais afastado o valor do teste de Fisher, mais forte a capacidade de rejeitar H_0 (PINHEIRO et al.,2012). A representação da análise de variância pode ser expressa matematicamente da seguinte maneira:

$$SS_{total} = \sum_{i=1}^m \sum_{j=1}^{n_i} (Y_{ij} - \bar{Y})^2; \quad SS_{entre} = \sum_{i=1}^m n_i (\bar{Y}_i - \bar{Y})^2; \quad SS_{dentro} = \sum_{i=1}^m \sum_{j=1}^{n_i} (Y_{ij} - \bar{Y}_i)^2$$

Onde:

$$\bar{Y}_i = \frac{\sum_{j=1}^{n_i} Y_{ij}}{n_i} \qquad \bar{Y} = \frac{\sum_{i=1}^m \sum_{j=1}^{n_i} Y_{ij}}{\sum_{i=1}^m n_i} \qquad N = \sum_{i=1}^m n_i$$

Geralmente a análise de variância (ANOVA) é expressa na forma de uma tabela, conforme tabela 5.

Tabela 5: Tabela ANOVA para 1 fator

<i>Fonte de Variação</i>	<i>Graus de Liberdade</i>	<i>Soma de Quadrados</i>	<i>Quadrados Médios</i>	<i>F₀</i>
Entre	m - 1	SS_{entre}	$MS_{entre} = \frac{SS_{entre}}{a - 1}$	$\frac{MS_{entre}}{MS_{dentro}}$
Dentro (erro)	N - m	SS_{dentro}	$MS_{dentro} = \frac{SS_{dentro}}{a - 1}$	
Total	N - 1	SS_{total}		

Fonte: (PINHEIRO et al.,2012).

O valor de Fisher a ser comparado será em função do grau de liberdade (m-1) e de (N - m), e os valores são tabelados, conforme **ANEXO I**. Se F_0 calculado for maior que o $F_{tabelado}$, então se rejeita H_0 , caso contrário, se aceita H_0 .

3.4.2 Análise de variância com dois fatores

Para um processo que existem duas variáveis, no caso A e B, com a e b níveis, respectivamente, a análise de variância pode ser expandida para dois fatores. A análise de variância então pode ser expressa, segundo MONTGOMERY et al., 2008, através da Figura 16 e seus termos analisados de forma mais específica, na tabela 6.

Figura 16: Descrição dos termos da ANOVA dois fatores

$SS_T = SS_A + SS_B + SS_{AB} + SS_E$	
	$SS_T = \sum_{i=1}^a \sum_{j=1}^b \sum_{k=1}^n y_{ijk}^2 - \frac{y_{...}^2}{abn}$
Efeitos principais	$SS_A = \sum_{i=1}^a \frac{y_{i..}^2}{bn} - \frac{y_{...}^2}{abn}$
	$SS_B = \sum_{j=1}^b \frac{y_{.j.}^2}{an} - \frac{y_{...}^2}{abn}$
Interação	$SS_{AB} = \sum_{i=1}^a \sum_{j=1}^b \frac{y_{ij.}^2}{n} - \frac{y_{...}^2}{abn} - SS_A - SS_B$
Erro	$SS_E = SS_T - SS_A - SS_B - SS_{AB}$

Fonte: Adaptado de MONTGOMERY (2008).

Tabela 6: Significados dos termos da SST de forma tabelada.

		Fator B				Total	Média
		1	2	...	b		
Fator A	1	$y_{111}, y_{112},$ \dots, y_{11n}	$y_{121}, y_{122},$ \dots, y_{12n}		$y_{1b1}, y_{1b2},$ \dots, y_{1bn}	$y_{1..}$	$\bar{y}_{1..}$
	2	$y_{211}, y_{212},$ \dots, y_{21n}	$y_{221}, y_{222},$ \dots, y_{22n}		$y_{2b1}, y_{2b2},$ \dots, y_{2bn}	$y_{2..}$	$\bar{y}_{2..}$
	⋮						
	a	$y_{a11}, y_{a12},$ \dots, y_{a1n}	$y_{a21}, y_{a22},$ \dots, y_{a2n}		$y_{ab1}, y_{ab2},$ \dots, y_{abn}	$y_{a..}$	$\bar{y}_{a..}$
Total		$y_{.1.}$	$y_{.2.}$		$y_{.b.}$	$y_{...}$	
Média		$\bar{y}_{.1.}$	$\bar{y}_{.2.}$		$\bar{y}_{.b.}$		$\bar{y}_{...}$

Fonte: Adaptado de MONTGOMERY (2008).

A ANOVA para dois fatores A e B pode ser expressa na tabela 7 e o teste de Fisher novamente é aplicado conforme visto com o teste para um fator.

Tabela 7: Tabela ANOVA para dois fatores.

Fonte de Variação	Graus de Liberdade	Soma de Quadrados	Quadrados Médios	F ₀
A	(a - 1)	SS _A	$MSA = \frac{SSA}{a - 1}$	$\frac{MSA}{MSE}$
B	(b - 1)	SS _B	$MSB = \frac{SSB}{b - 1}$	$\frac{MSB}{MSE}$
AB	(a - 1)(b - 1)	SS _{AB}	$MSAB = \frac{SSAB}{(a - 1)(b - 1)}$	$\frac{MSAB}{MSE}$
Erro	ab(n - 1)	SS _E	$MSE = \frac{SSE}{ab(n - 1)}$	
Total	abn - 1	SS _T		

Fonte: Adaptado de MONTGOMERY (2008).

3.4.3 Efeitos principais e secundários

Para estudar o efeito de qualquer fator sobre uma resposta, deve-se variar de nível e observar o efeito que essa variação produz, em pelo menos dois níveis (SCARMÍNIO et al., 2001). Uma matriz de variação de dois fatores em dois níveis encontra-se na tabela 8. Pode-se perceber que o número de ensaios corresponde ao total de variações possíveis que podem ser feitas entre A e B, possibilitando avaliar os efeitos dos fatores na resposta a ser obtida de forma individual e conjunta. A codificação dos efeitos encontra-se na tabela 9 e a formula de cálculo de cada uma dos efeitos na tabela 10, com as equações correspondentes para estimar o efeito de cada variável e sua interação conforme MONTGOMERY et al., 2008.

Tabela 8: Matriz de resultados para dois fatores em dois níveis e a máxima combinação de A e B em dois níveis: alto e baixo

Ensaio	Fator A	Fator B	Resposta Y
1	Nível alto (+)	Nível alto (+)	Y1
2	Nível baixo (-)	Nível baixo (-)	Y2
3	Nível alto (+)	Nível baixo (-)	Y3
4	Nível baixo (-)	Nível alto (+)	Y4

Fonte: Autor.

Tabela 9: Efeitos das variáveis e sua codificação

Efeito	Código
A(-) e B(-)	(1)
A (+) e B(-)	(a)
A (-) e B(+)	(b)
A (+) e B(+)	(ab)

Fonte: Autor

Tabela 10: Equações para estimar os efeitos das variáveis A e B em dois níveis onde n é o número de réplicas.

$A = \frac{1}{2n} [a + ab - (1) - b]$
$B = \frac{1}{2n} [b + ab - (1) - a]$
$AB = \frac{1}{2n} [ab + (1) - a - b]$

Fonte: MONTGOMERY et al., 2008.

Com posse dos valores de A, B, AB e (-1) é possível estimar um modelo de regressão que satisfaça (MONTGOMERY et al., 2008):

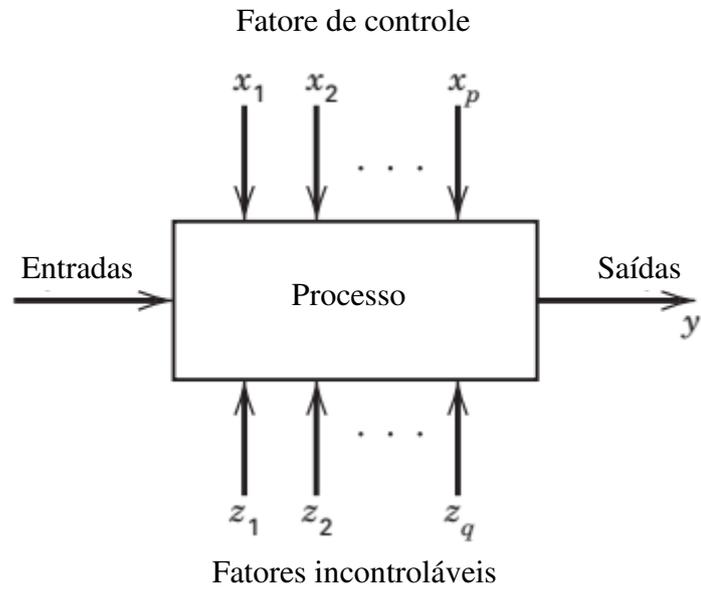
$$y = \beta_0 + \beta_1 x_1 + \beta_2 x_2 + \beta_{12} x_1 x_2$$

Equação 3.1

Os termos β_1 e β_2 e β_{12} , para duas variáveis (x_1 e x_2) em dois níveis, são metade dos efeitos calculados por meio da Tabela 10. Caso A, B ou AB se mostre não significativos, seus respectivos termos são retirados do modelo. O termo β_0 pode ser calculado de forma simples utilizando um software, como neste trabalho, através do *Minitab Statistical Software*[®].

De um modo geral, na engenharia, buscam-se correlacionar os diversos X's (entradas) dos mais variados processos e como suas mudanças afetam os Y's (saídas). A figura 17 mostra um diagrama de *Input* (Entrada) e *Output* (Saída) de como seriam as transformações dos X's em Y.

Figura 17: Esquema de um diagrama Input/Output.



Fonte: Adaptado de MONTGOMERY (2008).

4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Materiais

Os materiais utilizados para a avaliação de suas propriedades em temperatura ambiente e criogênica possuem diferentes composições, especialmente em relação ao Mn e C. A tabela 11 mostra a composição dos dois aços com alta composição em manganês utilizados para a análise das propriedades mecânicas e cálculo da energia de falha de empilhamento.

Tabela 11: Composição química dos aços alto manganês

<i>Aço</i>	<i>Mn</i>	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Cr</i>	<i>Al</i>	<i>Fe</i>
Aço 1	29.50	0.26	1.62	0.22	1.17	Bal.
Aço 2	19.70	0.62	2.80	0.54	3.65	Bal.

Fonte: Autor

4.2 Metodologia para análise das propriedades mecânicas

O presente trabalho utilizou o método da análise de variância para dois fatores buscando correlacionar temperatura e composição química, representada pela razão manganês e elementos de ligas agrupados na forma de carbono equivalente nas propriedades mecânicas, por meio dos ensaios de tração e impacto Charpy. Destaca-se que o objetivo é avaliar de forma quantitativa o quanto estas variáveis interferem nas propriedades (efeito), ou seja, na saída de cada processo e se existe alguma interação entre elas. Os níveis das variáveis foram estabelecidos, em dois níveis, alto e baixo e para a análise foram codificados para o intervalo [-1 a +1], conforme mostrado na tabela 12. Com a codificação, cada efeito passa a corresponder sempre à variação de duas unidades do fator correspondente, já que o nível do fator varia de -1 para +1 utilizando a equação 4.1, onde α representa o valor em determinado nível, μ a média dos valores entre o alto nível e baixo nível e R, a amplitude entre os valores. As variáveis codificadas são muito eficazes para determinar o tamanho relativo dos efeitos dos fatores (MONTGOMERY et al., 2008). As propriedades mecânicas escolhidas como resposta foram: Limite de resistência (MPa), Limite de escoamento (MPa), Alongamento (%) e Energia de Absorção de Impacto (J). O termo T refere-se a temperatura e EQ a razão manganês e carbono equivalente.

$$\beta = \frac{\alpha - \mu}{\frac{R}{2}}$$

Equação 4.1

Tabela 12: Variáveis com os valores físicos e com a codificação no intervalo [-1,+1].

<i>Variáveis não codificadas (α)</i>		<i>Variáveis codificadas (β)</i>	
Temperatura	Mn/ (C + Si/12 + Cr/5 + Al/7)	Temperatura	Mn/ (C + Si/12 + Cr/5 + Al/7)
25 °C	41	+1	+1
-196 °C	12	-1	-1

Fonte: Autor

É importante no mínimo uma réplica de cada ensaio para análise dos resíduos, fundamentais no processo de avaliação dos efeitos e no modelo de regressão. O número de ensaios de tração analisados foi de três enquanto que para o de Charpy foram dois ensaios. Como este trabalho analisou dois fatores em dois níveis o número de tratamentos diferentes foi de quatro ensaios. A matriz é mostrada na tabela 13, seguindo a representação de (-) para os níveis baixos e (+) para os altos níveis e o número de réplicas que foram analisadas. A composição, devido aos diferentes teores de elementos de liga, conforme já citado anteriormente, foi representada pela razão manganês e carbono equivalente.

Tabela 13: Matriz com as combinações dos fatores e o número de ensaios

<i>Ensaio</i>	<i>Temperatura</i>	<i>Composição</i>	<i>Ensaio Tração</i>	<i>Ensaio Charpy</i>
1	+	-	3 ensaios	2 ensaios
2	-	-	3 ensaios	2 ensaios
3	+	+	3 ensaios	2 ensaios
4	-	+	3 ensaios	2 ensaios

Fonte: Autor

Conforme já citado, para avaliar a influência dos fatores de entrada sobre as variáveis de resposta foram realizadas avaliações estatísticas empregando a técnica ANOVA com dois fatores através do software *Minitab Statistical Software*[®]. A significância dos fatores foi testada a um nível de 95% de confiança ($p < 0,05$) para identificar os fatores significativos. Os resultados foram analisados utilizando métodos gráficos citados na revisão bibliográfica para ajudar na compreensão dos resultados juntamente com a análise dos resíduos, indispensáveis para proposta e adequação do modelo de regressão.

4.3 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados pela máquina WDW 300E da fabricante TIME, do Laboratório de Ensaio Mecânicos do Instituto Federal de Ciência e Tecnologia do Ceará, unidade de Maracanaú. Foram analisados três corpos de prova para cada condição, totalizando 12 ensaios. Os ensaios foram realizados de acordo com a norma ASTM E8, com a finalidade de se determinar as propriedades mecânicas: limite de escoamento, limite de resistência e alongamento. A velocidade de ensaio foi de 1 mm/minuto.

4.4 Ensaio Charpy

Os ensaios Charpy foram realizados no Laboratório de Ensaio Mecânicos da Universidade Federal do Ceará. Foram utilizados dois corpos de prova para cada experimento, totalizando 08 ensaios. Os ensaios foram realizados de acordo com a norma ASTM E23, com a finalidade de se determinar a energia de absorção de impacto.

4.5 Cálculo da energia de falha de empilhamento (SFE)

A termodinâmica empregada para o cálculo da SFE levou em consideração as contribuições da composição química e contribuição magnética representadas pela energia livre molar da transformação $\gamma \rightarrow \varepsilon$, densidade molar em torno do plano $\{111\}$ com valor de $2,94 \cdot 10^{-5}$ mol/m² e a energia interfacial $\sigma^{\gamma/\varepsilon}$ com valor de 8 mJ/m², conforme literaturas consultadas em ALLAIN *et al.*, 2004, DUMAY *et al.*, 2008 e CURTZE, *et al.*, 2010. A SFE pode ser representada conforme equação 4.2 e o termo da energia molar pode ser demonstrado pela equação 4.3.

$$\Gamma = 2\rho \Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon} + 2\sigma^{\gamma/\varepsilon} \quad \text{Equação 4.2}$$

$$\Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon} = \Delta G_{\text{FeMnX}}^{\gamma \rightarrow \varepsilon} + x_c \Delta G_{\text{FeMnX/C}}^{\gamma \rightarrow \varepsilon} + \Delta G_{\text{mg}}^{\gamma \rightarrow \varepsilon} \quad \text{Equação 4.3}$$

Os termos e forma de cálculo para a equação 4.2 encontra-se detalhadas no anexo II e III. Os valores simulados foram resultados dos modelos propostos através de ALLAIN *et al.*, 2004, DUMAY *et al.*, 2008 e CURTZE, *et al.*, 2010. Os valores de SFE foram calculados

para os dois aços alto manganês e também simulações em outras composições de aços Fe-Mn-C fora feitas para verificar a influência dos elementos de liga em diferentes temperaturas.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Resultados para cada aço separadamente

Nesta seção serão apresentados os resultados para cada aço separadamente, não utilizando ainda o teste ANOVA, que visa analisar os dois fatores (temperatura e composição) de forma conjunta. O aço 1 possui maior teor de manganês, em contrapartida possui menos elementos de liga C, Si, Cr e Al que o aço 2, conforme mostrado na tabela 11.

Os resultados obtidos para o aço 1 na temperatura ambiente (25°C) encontram-se na tabela 14, com o valor de todos os ensaios, realizados três vezes para os ensaios de tração e duas vezes para o ensaio Charpy. Foi feito a média dos ensaios e seu desvio padrão. Para o limite de escoamento, o valor médio obtido foi de 391,33 MPa com desvio padrão de 40,57 MPa. O limite de resistência apresentou valor médio de 763,24 MPa com desvio padrão de 25,72 MPa. O alongamento ficou em torno de 57,61 %, sofrendo um pequeno desvio padrão de 0,67 e por fim a energia de absorção de impacto ficou em torno de 114,95 J. Quando analisado em temperatura criogênica, o aço 1 sofreu mudanças de valores nas suas propriedades aumentando o limite de escoamento e o limite de resistência e diminuiu a ductilidade e a energia de absorção de impacto. Os resultados encontram-se na tabela 14. O limite de escoamento obtido foi de 621,52 MPa e desvio padrão de 47,88 MPa. O limite de resistência alcançou valores de 1030,67 MPa com desvio de 34,60 MPa. Para o alongamento, ocorreu um decréscimo para 28% e desvio de 5,44% e por fim a energia de absorção sofreu um decréscimo até 75,50 J.

Tabela 14: Resultados do Aço 1 na temperatura de 25 °C e -196°C.

Nome	T	LE MPa	LRT MPa	AL %	E J
AÇO 1	25 ° C	445,69	797,90	58,17	115,20
		380,03	736,36	58,00	114,70
		348,27	755,46	56,67	-
Média		391,33	763,24	57,61	114,95
Desvio Padrão		40,57	25,72	0,67	0,25
Nome	T	LE MPa	LRT MPa	AL %	E J
AÇO 1	-196 ° C	680,73	1029,20	21,33	74,50
		620,38	1073,77	34,67	76,50
		563,46	989,05	28,00	-
Média dos ensaios		621,52	1030,67	28,00	75,50
Desvio Padrão		47,88	34,60	5,44	1,00

Fonte: Autor

A tabela 15 mostra as variações nas unidades físicas sofridas pela temperatura de ensaio, e suas respectivas variações em unidades físicas e em porcentagem para o aço 1. A razão LE/LRT não sofreu grandes alterações para o aço 1, com menor teor de elementos de liga.

Tabela 15: Resultados das médias e variações em unidades físicas e em % para o Aço 1 nas temperatura de 25 e -196 °C.

Aço 1	LE MPa	LRT MPa	$\frac{LE}{LRT}$	AL %	E J
25 ° C	391,33	763,24	0,52	57,61	114,95
- 196 ° C	621,52	1030,67	0,60	28,00	75,50
$\Delta\%$	58,82%	35,04%	-	-51,40%	-34,32%
ΔUND	230,19	267,44	-	-29,61	-39,45

Fonte: Autor

O aço 2 na temperatura ambiente (25°C) apresentou LE de 453,22 MPa e desvio de 17,49 MPa. Para o LRT seu valor médio foi de 947,86 Mpa com desvio de 34,67 MPa e para o AL e E os respectivos valores foram de 60,74 % e 105,65 J com desvios de 6,07% e 4,08J. Novamente, o LE sofreu um aumento na temperatura criogênica, com valor médio de 760,22 MPa e desvio de 20,70 Mpa. O LRT também sofreu um aumento para 1087,31 MPa e desvio de 11,44 MPa. As propriedades AL e E sofreram decréscimos, atingindo valores de 11,44% e 29,66J. Os valores de todos os ensaios para o aço 2, nas duas temperaturas encontram-se na tabela 16.

Tabela 16: Resultados do Aço 2 na temperatura de 25 °C e -196°C.

Nome	T	LE MPa	LRT MPa	AL %	E J
AÇO 2	25	461,74	906,12	65,40	105,40
		428,86	946,44	52,17	105,90
		469,08	991,00	64,67	-
Média dos ensaios		453,22	947,86	60,74	105,65
Desvio Padrão		17,49	34,67	6,07	0,25
Nome	T	LE MPa	LRT MPa	AL %	E J
AÇO 2	-196	783,40	1146,24	15,50	28,93
		733,14	1024,96	7,50	30,40
		764,11	1090,74	11,33	-
Média dos ensaios		760,22	1087,31	11,44	29,66
Desvio Padrão		20,70	49,57	3,27	0,74

Fonte: Autor

A tabela 17 mostra as variações nas unidades físicas sofridas pela temperatura de ensaio e suas respectivas variações em porcentagem para o aço 2. A razão LE/LRT mostrou um aumento significativo se comparado ao aço 1, onde na temperatura criogênica a razão apresentou valor de 0,7.

Tabela 17: Resultados das médias, variações em unidades físicas e em % para o Aço 2 nas temperatura de 25 e -196 °C.

Aço 2	LE	LRT	LE	AL	E
	MPa	MPa	LRT	%	J
25 °C	453,22	947,86	0,48	60,74	105,65
- 196 °C	760,22	1087,31	0,70	11,44	29,66
$\Delta\%$	67,74%	14,71%	-	-81,16%	-71,92%
ΔUND	306,99	139,46	-	-49,30	-75,99

Fonte: Autor

5.2 Resultados dos ensaios utilizando o recurso ANOVA para dois fatores

Nesta parte foram analisados os resultados em conjunto por meio da ANOVA com dois fatores para avaliar se existe estatisticamente a influência da composição química e da temperatura nos resultados em conjunto, esquematizada pela tabela 8, com todas as combinações possíveis para os fatores escolhidos em dois níveis e também verificar se existe interação entre eles através do teste de Fisher. O efeito de cada variável na resposta foi calculado por meio das equações apresentadas na tabela 10 para os termos: (a), (b) e (ab), representadas pelos gráficos de Pareto para os efeitos das variáveis de entrada.

5.2.1 Limite de escoamento (MPa)

A avaliação consistiu em determinar a influência dos fatores de controle sobre as variáveis de resposta por meio da análise de variância, conforme tabela 18 e com os níveis de significância pequenos ($p < 0,05$) obteve-se um indicativo de quais fatores influenciavam estatisticamente o comportamento das propriedades com uma confiabilidade de 95% por meio do teste de Fisher comparando o F_0 calculado com o F tabelado em função dos graus de liberdade para as variáveis escolhidas, conforme ANEXO I. Para o limite de escoamento, a temperatura de ensaio demonstrou ser o fator mais significativo ocasionando maior efeito na resposta com um valor de F_0 maior que o tabelado. Quando em temperaturas criogênicas, o limite de escoamento demonstrou sofrer um considerável aumento. A composição mostrou-se influente, conforme visto na literatura, que a adição ou diminuição de elementos de liga impacta nas propriedades mecânicas e nos seus microconstituintes. A interação dos fatores não foi considerada significativa uma vez que o F_{tabelado} foi maior que o F calculado.

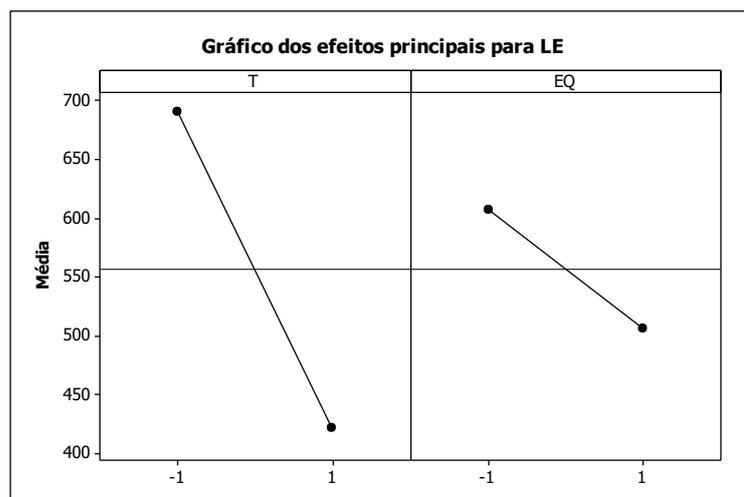
Tabela 18: ANOVA para o limite de escoamento para $\alpha = 0,05$.

<i>FATOR</i>	<i>GL</i>	<i>SQ</i>	<i>SQM</i>	<i>F_{tabelado}</i>	<i>F₀</i>
T	1	216428	216428	5,32	123,50
EQ	1	30177	30177	5,32	17,22
T * EQ	1	4424	4424	5,32	2,52
Erro	8	14019	14019		
Total	11	265047	14019		

Fonte: Autor

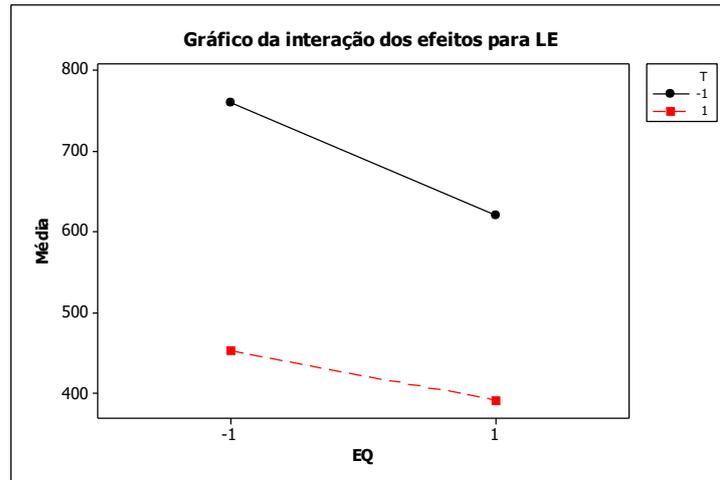
A figura 18 mostra que a maior variabilidade na média para os valores obtidos ocorreu na temperatura seguida da composição química, comprovando os resultados da ANOVA, demonstrando que a mudança de nível da temperatura apresenta um efeito significativo no limite de escoamento. Outro ponto importante, conforme figura 19, é o formato das retas de interação, quase paralelas, indicando que os fatores não interagem. Quanto mais afastado do F_{tabelado} , maior o efeito da variável na resposta. O valor de F calculado da temperatura apresentou um valor muito afastado do tabelado para os graus de liberdade estabelecidos, conforme tabela da ANOVA. Quanto mais próximo de F_{tabelado} menos efetivo o valor da variável na resposta.

Figura 18: Efeitos principais no limite de escoamento (MPa).



Fonte: Autor

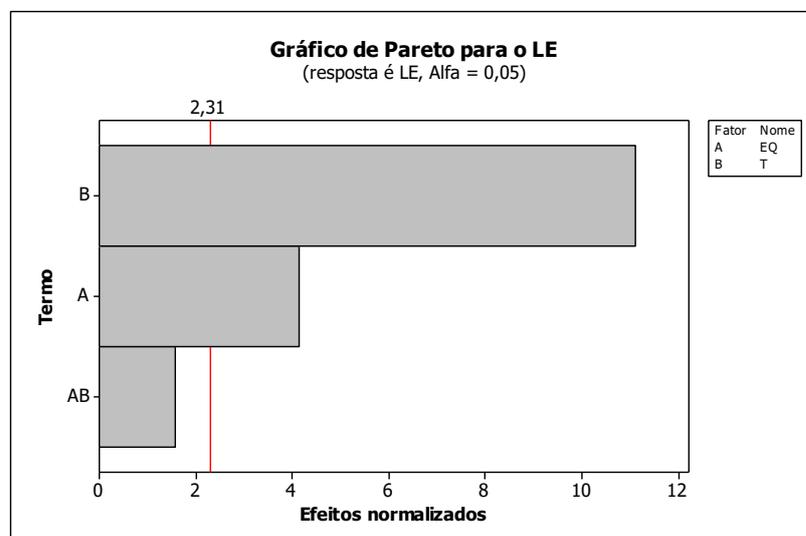
Figura 19: Efeitos da interação no limite de escoamento (MPa).



Fonte: Autor

O gráfico da figura 20, chamado de gráfico de Pareto para os efeitos normalizados, determina quais efeitos são significantes de forma pictórica e quantitativa por meio dos cálculos dos efeitos das variáveis T(b), EQ(a) ou EQ*T(ab) na resposta. Os valores que possuem o efeito ultrapassando a linha indicada no gráfico são significantes estatisticamente. Novamente o gráfico consolida o que foi atestado pela ANOVA dois fatores, onde a temperatura mostrou-se o fator mais significativo, por apresentar maior efeito. Os efeitos calculados serão utilizados no modelo de regressão linear, excetuando-se EQ*T(ab) que não se mostrou estatisticamente significativa. Os efeitos (a), (b) e (ab) apresentaram os respectivos valores em (MPa): -268,6(b), -100,3(a) e 38,4 (ab).

Figura 20: Gráfico de Pareto para o limite de escoamento.



Fonte: Autor.

5.2.2 Limite de resistência (MPa)

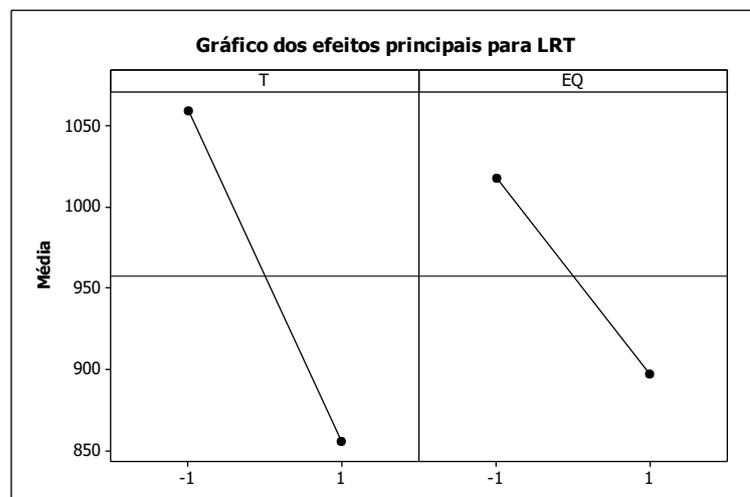
Para o limite de resistência, os efeitos significativos foram: temperatura (a), composição química (b) e também a interação entre a composição e temperatura (ab) foi considerada significativa, conforme tabela 19. Os efeitos principais na figura 21 mostram como o LRT pode variar até 200 MPa pela mudança da temperatura de 25°C para -196° C nos grupos de valores dos aços 1 e 2 em relação às médias. Outro ponto levemente observado é a interação entre os fatores, na figura 22, onde existe uma leve perda de paralelismo o que pode evidenciar uma pequena interação entre temperatura e composição no LRT, comprovado pela ANOVA, onde o F_0 para interação (EQ * T) de 5,94 foi maior que o tabelado, com valor de 5,32.

Tabela 19: ANOVA para o limite de resistência para $\alpha = 0,05$.

FATOR	GL	SQ	SQM	Ftabelado	F_0
T	1	124171	124171	5,32	60,01
EQ	1	43654	43654	5,32	21,10
T * EQ	1	12285	12285	5,32	5,94
Erro	8	16653	16653		
Total	11	196663	14019		

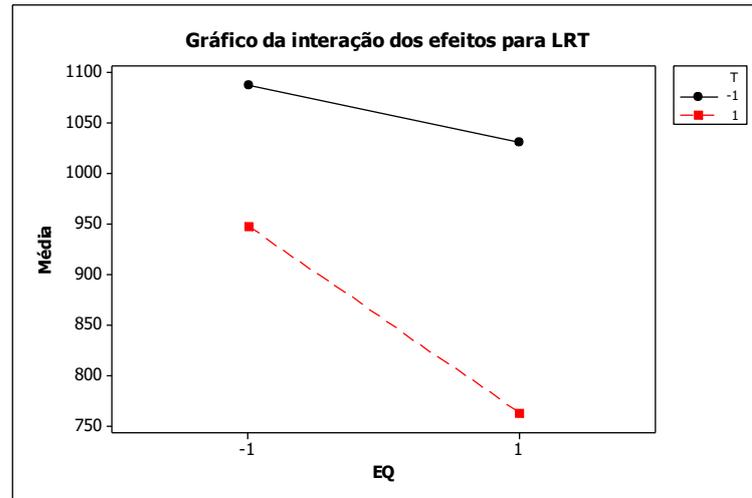
Fonte: Autor

Figura 21: Efeitos principais no limite de resistência (MPa).



Fonte: Autor

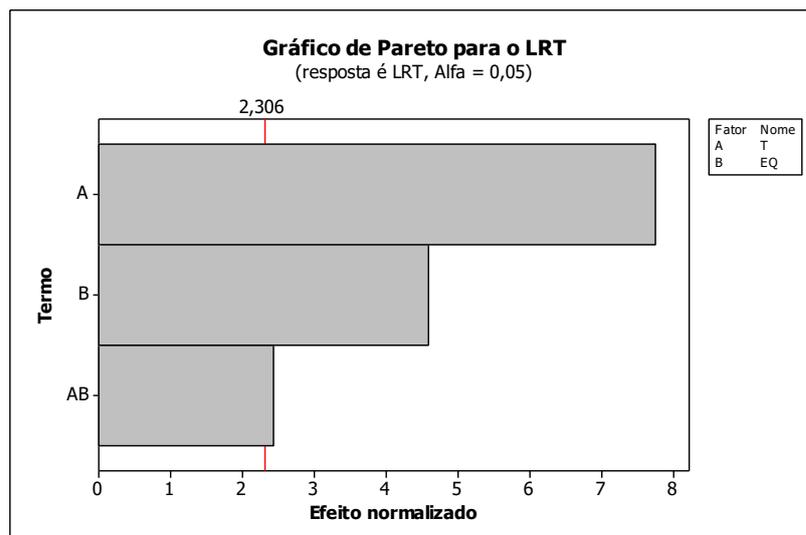
Figura 22: Efeito de interação no limite de resistência (MPa).



Fonte: Autor

Para o gráfico de Pareto dos efeitos (figura 23), percebe-se que o fator temperatura mostrou ser o significativo, por isso, maior valor de efeito. Um ponto importante é a interação ultrapassar a reta vermelha, diferente no caso do LE, o que torna T * EQ significativo estatisticamente. Os efeitos calculados serão utilizados no modelo de regressão linear, onde os efeitos (a), (b) e (ab) apresentaram os respectivos valores em (MPa): -203,4 (a), -120,6 (b) e -64 (ab).

Figura 23: Gráfico de Pareto para o limite de resistência.



Fonte: Autor

5.2.3 Alongamento

O teste ANOVA para o Alongamento foi executado com significância de 10% onde os fatores e interações mostraram-se significativos através do teste de Fisher, onde todos os F_0 foram maiores que os F_{tabelado} para seus respectivos graus de liberdade. Deve-se ressaltar que o fator EQ (b) mostrou-se menos significativo que a interação EQ * T (ab), conforme análise de variância, ou seja, existem indícios para propor que a composição química interage na resposta quando muda de temperatura o ensaio. Novamente a temperatura (a) apresentou maior efeito na resposta, decrescendo a variável de saída AL.

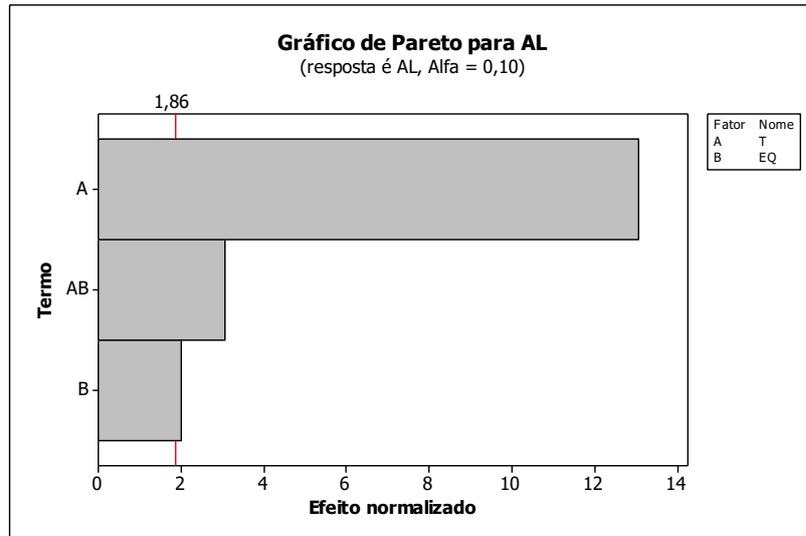
Tabela 20: ANOVA para o alongamento com alfa = 0,10.

FATOR	GL	SQ	SQM	Ftabelado	F_0
T	1	4670,25	4670,25	3,46	160,42
EQ	1	135,12	135,12	3,46	4,64
T * EQ	1	290,73	290,73	3,46	9,99
Erro	8	232,90	29,11		
Total	11	5329	14019		

Fonte: Autor

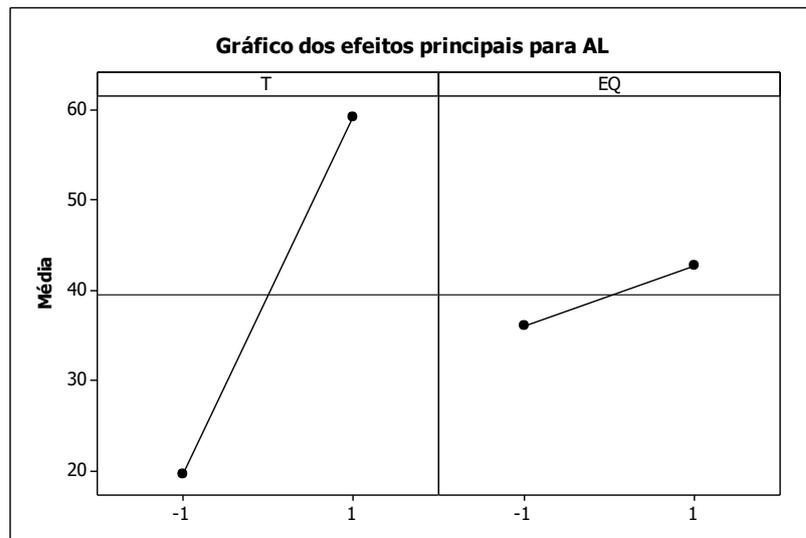
Os valores dos efeitos são mostrados no gráfico de Pareto (Figura 24), onde todas as variáveis ultrapassaram a linha vermelha, mostrando que todas elas são significativas. Novamente o maior efeito da temperatura em relação à composição, representada pela razão manganês/carbono equivalente, foi evidenciada. Os efeitos principais e secundários estão nas figuras 25 e 26, respectivamente. No gráfico dos efeitos secundários (figura 26) ocorre a perda de paralelismo das retas o que ocasiona uma interação entre os fatores. Quanto aos efeitos principais (figura 25), o fator temperatura apresentou maior efeito que o tipo de aço, representado pela composição química. Os efeitos calculados para EQ (b), T(a) e EQ*T(ab) foram em %: 39,456 (a), 6,711(b) e -9,844(ab).

Figura 24: Gráfico de Pareto para o alongamento.



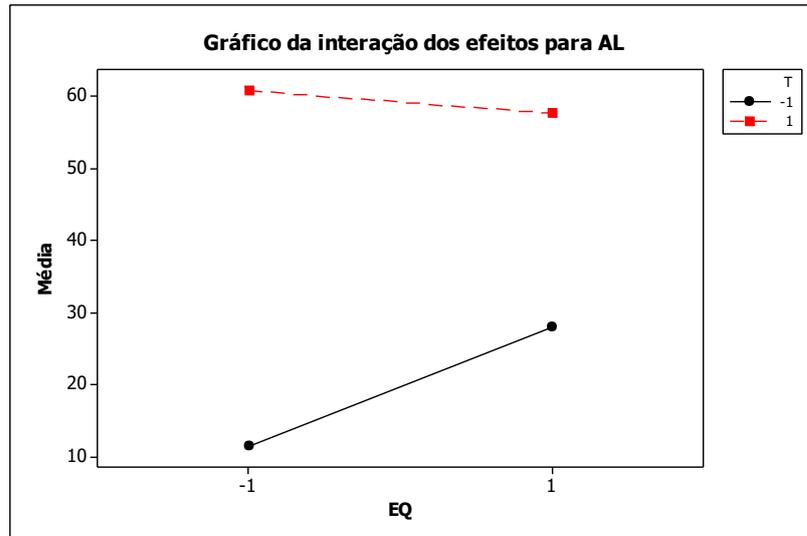
Fonte: Autor

Figura 25: Efeitos principais no alongamento.



Fonte: Autor

Figura 26: Efeito de interação no Alongamento (%).



Fonte: Autor

5.2.4 Energia de Absorção de Impacto (J)

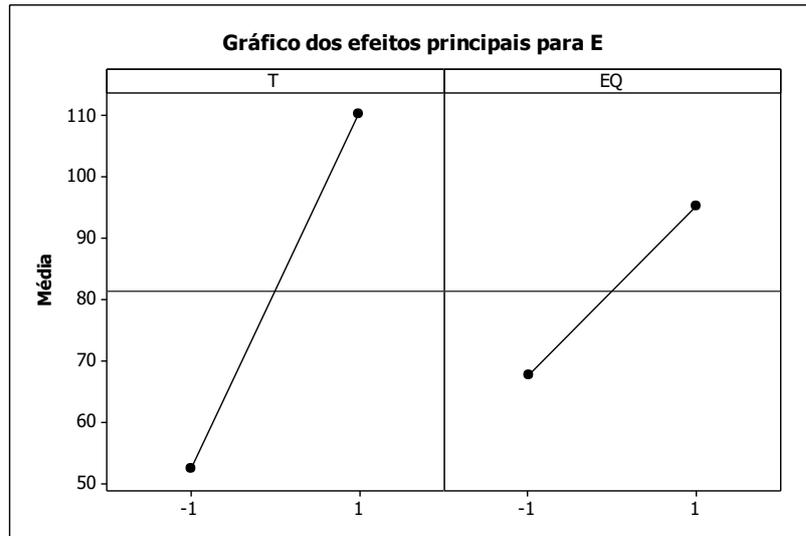
Para a tenacidade ao impacto, o número de ensaios analisados foi menor, o que diminuiu o número de graus de liberdade para a análise dos resíduos e consequentemente no F de Fisher tabelado para um valor de 7,71. Para a análise de variância para a tenacidade, todos os efeitos e suas interações foram considerados estatisticamente significantes, conforme tabela 21, novamente com a temperatura sendo o fator que apresentou maior efeito nas propriedades, comprovado pela figura 27 dos efeitos principais e a figura 28 da interação que apresentou perda de paralelismo, o que demonstra interação dos fatores.

Tabela 21: ANOVA para a tenacidade com alfa = 0,05.

<i>FATOR</i>	<i>GL</i>	<i>SQ</i>	<i>SQM</i>	<i>F_{tabelado}</i>	<i>F₀</i>
T	1	6662,91	6662,91	7,71	7984,76
EQ	1	1520,07	1520,07	7,71	1821,64
T * EQ	1	667,49	667,49	7,71	799,92
Erro	4	3,34	0,83		
Total	7	8853,81	14019		

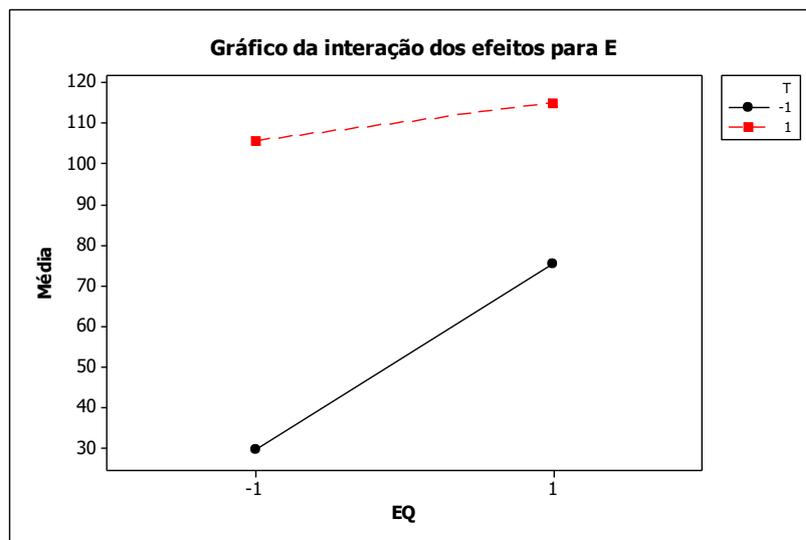
Fonte: Autor

Figura 27: Efeitos principais na E



Fonte: Autor

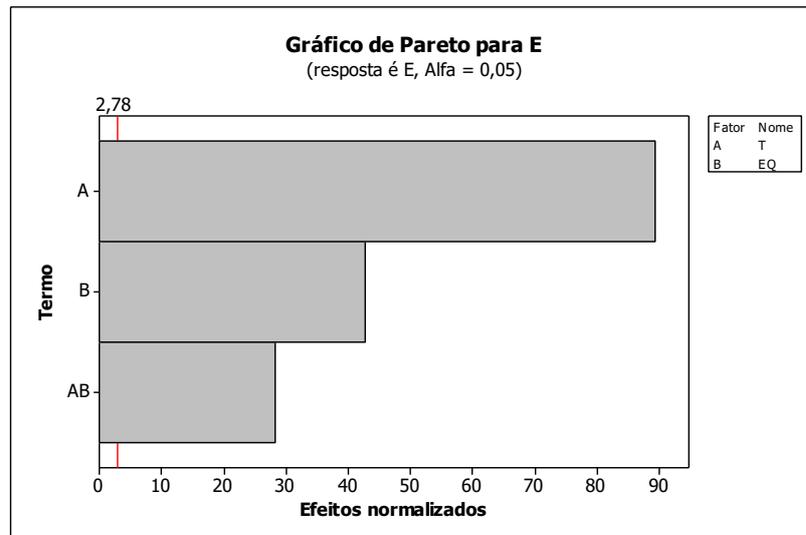
Figura 28: Efeitos secundários na E.



Fonte: Autor

Para a figura 29, os efeitos mais representativos foram temperatura, composição e a interação, nesta ordem, respectivamente. Os valores dos efeitos T(a), EQ(b) e EQ*T(ab) em J são: 27,569 (b), 57,719 (a) e -18,269 (ab).

Figura 29: Gráfico de Pareto para E.



5.3 Análise de regressão e simulação dos gráficos de contorno

Os resultados da análise de regressão foram agrupados nas tabelas 22, 23, 24 e 25 de acordo com a propriedade de resposta juntamente com o valor do coeficiente de regressão do modelo (R^2) que indica o quanto o modelo consegue explicar os resultados. Os valores obtidos na regressão foram utilizados para a geração dos gráficos de contorno, na figura 30 e figura 31. As regiões em diversas tonalidades indicam a faixa de valores para uma dada temperatura entre 25°C (+1) e -196°C(-1) em função da razão manganês/carbono equivalente. As variáveis T e EQ estão codificadas, portanto é necessária a conversão do valor real através da equação 4.1 para verificar um valor intermediário entre as variáveis e seus níveis alto e baixo. Os coeficientes calculados foram em função dos valores dos efeitos de (a), (b) e (ab), onde cada efeito, devido as variáveis possuírem dois níveis, foi dividido por dois. O coeficiente β_0 de cada propriedade foi calculado pelo software *Minitab Statistical Software*®.

Tabela 22: Coeficientes da análise de regressão para o LE e R²

Função	LE = 556,6 – 134xT – 50,1xEQ		R² = 94,71 %
Fator	Efeito(Mpa)	Coeficiente	P
Constante		556,6	0,000
EQ	-100,3	-50,15	0,003
T	-268,6	-134,3	0,000
EQ * T	38,4	19,2	0,151

Fonte: Autor

Tabela 23: Coeficientes da análise de regressão para o LRT e R²

Função	LRT = 957 - 60,3 EQ – 101,7 T – 32 EQ*T		R² = 91,58 %
Fator	Efeito(Mpa)	Coeficiente	P
Constante		957,3	0,000
EQ	-120,6	-101,7	0,000
T	-203,4	-60,3	0,002
EQ * T	-64	-32,0	0,041

Fonte: Autor

Tabela 24: Coeficientes da análise de regressão para o AL e R².

Função	AL = 39,5 + 19,7 T + 3,36 EQ - 4,92 EQ*T		R² = 95,63 %
Fator	Efeito(%)	Coeficiente	P
Constante		39,450	0,000
EQ	6,711	3,356	0,063
T	39,456	19,728	0,000
EQ * T	-9,844	-4,922	0,013

Fonte: Autor

Tabela 25: Coeficientes da análise de regressão para a E e R²

Função	E = 81,44 + 28,86 T + 13,78 EQ – 9,13T*EQ		R² = 99,96
Fator	Efeito(J)	Coeficiente	P
Constante		81,441	0,000
EQ	27,569	13,784	0,000
T	57,719	28,859	0,000
EQ * T	-18,269	-9,134	0,000

Fonte: Autor

Figura 30: Gráfico da superfície de contorno para o (a) LE e (b) LRT.

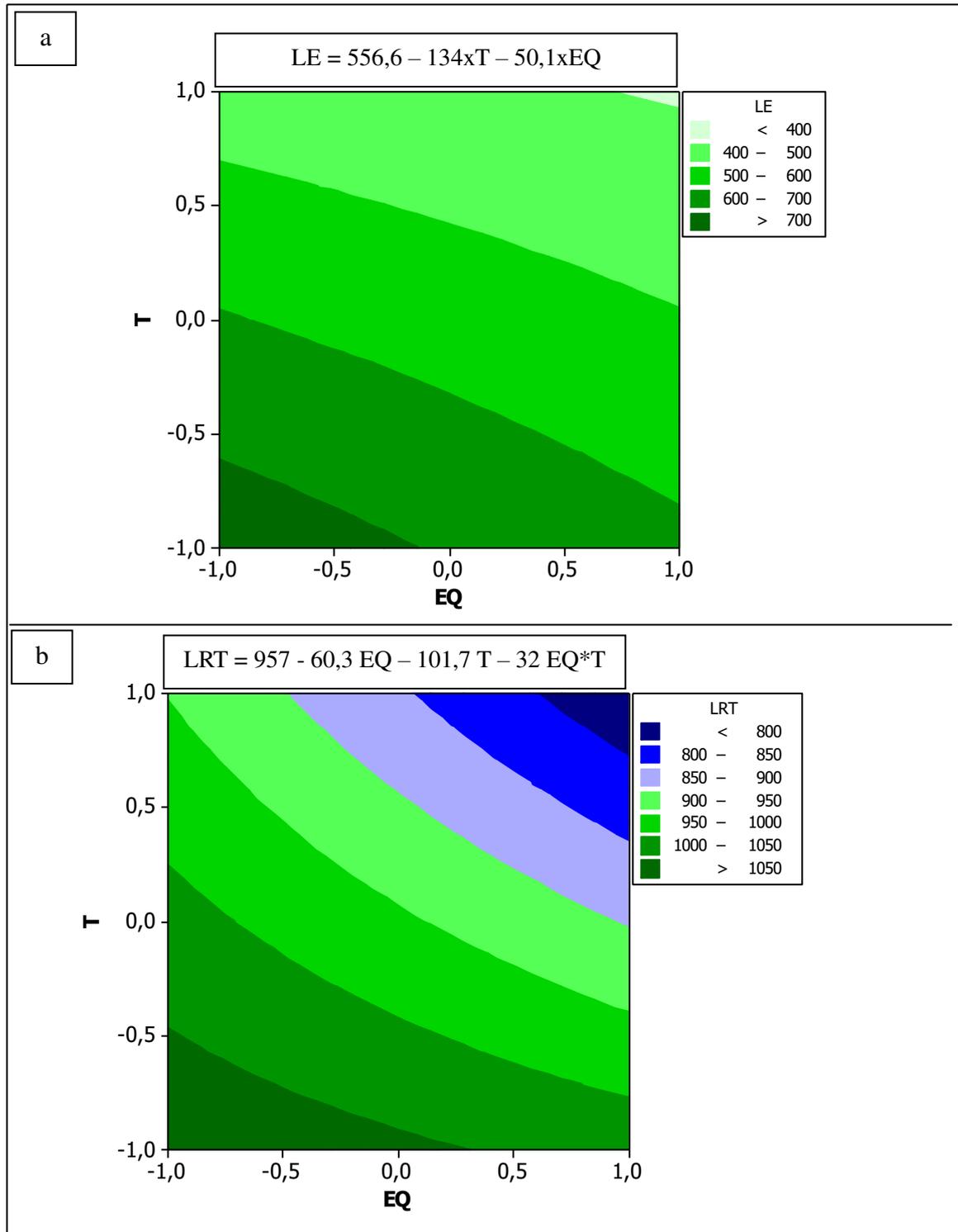
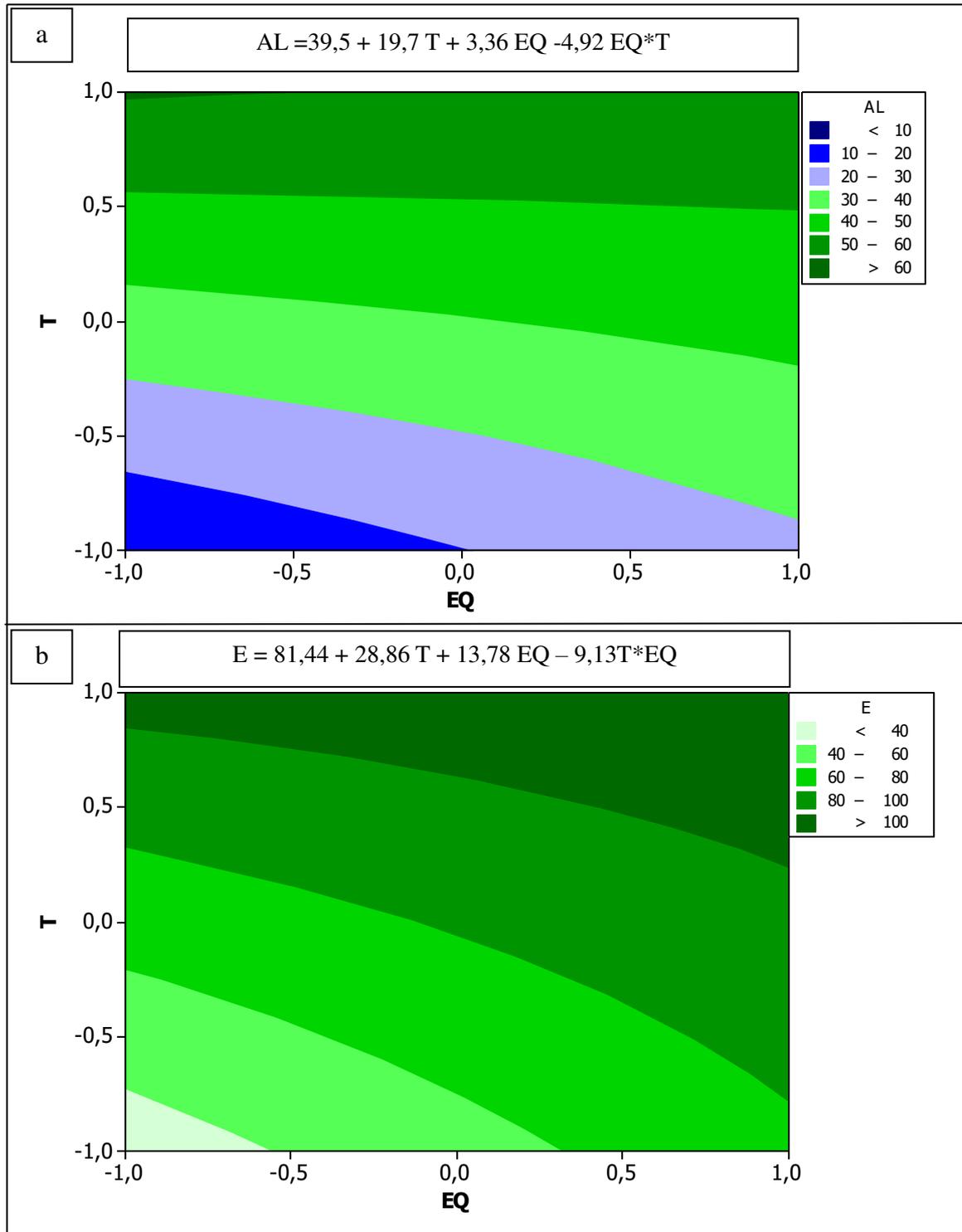


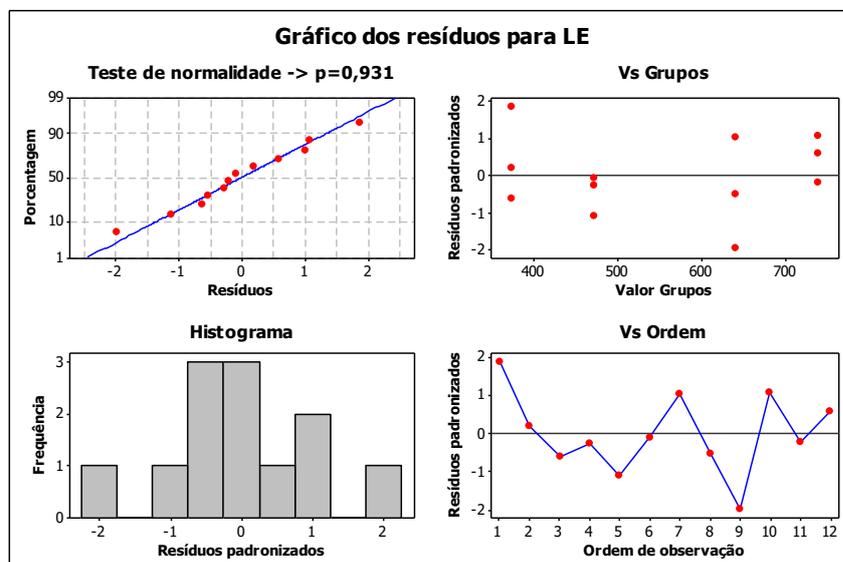
Figura 31: Gráfico da superfície de contorno para o (a)AL e (b)E.



5.4 Análises de resíduos do modelo

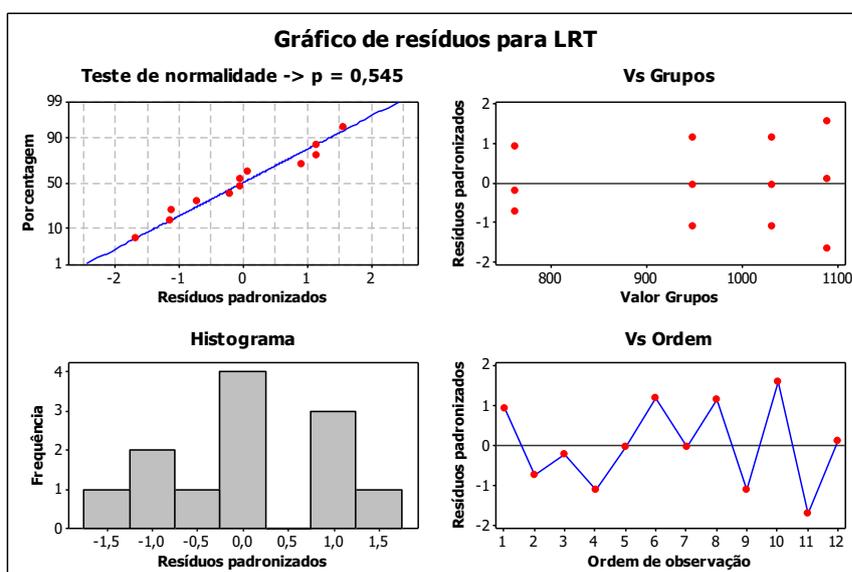
Um modelo linear só é apropriado se os resíduos (diferença entre o resultado real e o proposto pelo modelo de regressão) possuírem independência, variância constante para diferentes níveis do fator de controle e distribuição normal. Os resíduos encontram-se representados nas figuras 32, 33, 34 e 35. Todos os requisitos forma atendidos, demonstrando a validade do modelo para explicar as respostas e o gráfico de contorno.

Figura 32: Análise dos resíduos para o LE



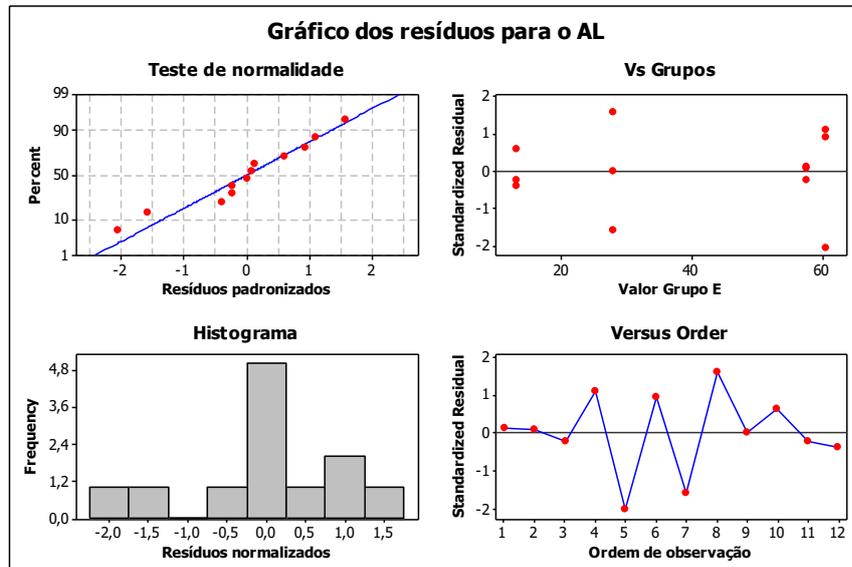
Fonte: Autor

Figura 33: Análise dos resíduos para o LRT.



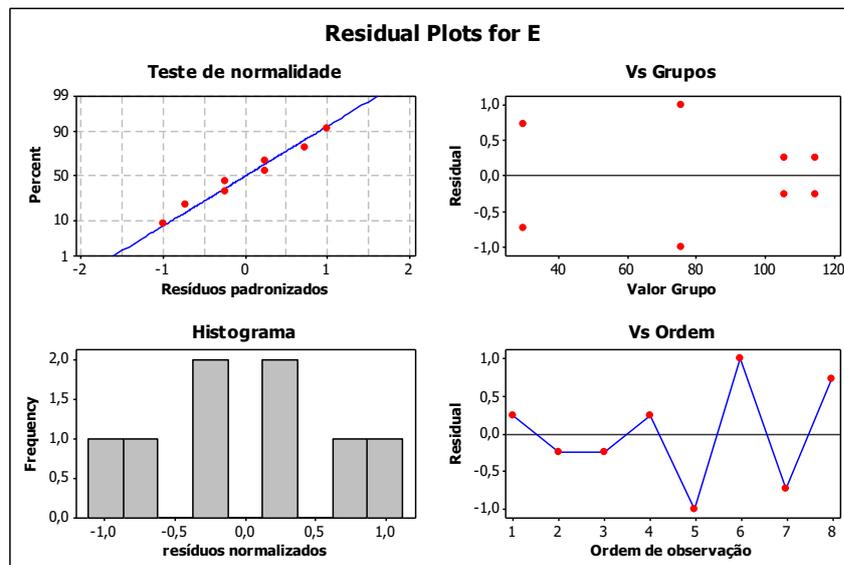
Fonte: Autor

Figura 34: Análise dos resíduos para o AL.



Fonte: Autor

Figura 35: Análise dos resíduos para a E.



Fonte: Autor

5.5. Calculo da SFE (mJ/m²)

5.5.1 Simulação da SFE em um aço Fe-22Mn-0,6C

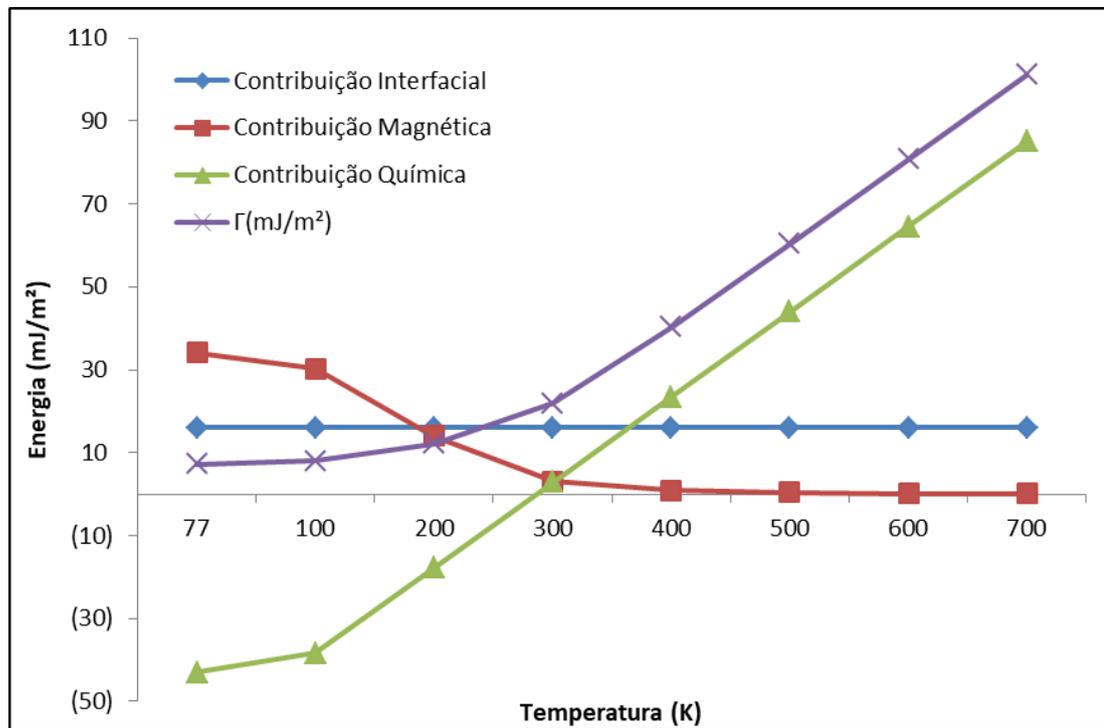
A simulação da SFE para um aço Fe-Mn22-0,6C foi feita com propósito de averiguar os valores do modelo e dos cálculos realizados e compará-los com a simulação feita por ALLAIN et al., 2008 em seu trabalho. Os resultados obtidos foram muito próximos o que valida o método de cálculo. Outro ponto para simular a SFE foi verificar a contribuição magnética e química na SFE, em diversas temperaturas (Tabela 26). A contribuição magnética mostrou-se muito forte em temperaturas muito baixas e torna-se pouco relevante em temperaturas próximas e acima de 300K, conforme Figura 36. em contrapartida, a contribuição química oferece um efeito oposto, demonstrando a maior sensibilidade da contribuição química na SFE em função da temperatura, ocasionando uma reta linear de 100K até 700K, diferente da magnética que se assemelha a uma função próxima a uma exponencial e pouco sensível a temperaturas acima de 300K.

Tabela 26: Valores de SFE (mJ/m²) e suas contribuições de Gibbs simuladas para o aço Fe-Mn₂₂-C_{0,6} no intervalo de temperatura de 77K até 700K.

Fe-Mn ₂₂ -C _{0,6}				
T(K)	Contribuição Interfacial (mJ/m ²)	Contribuição Magnética (mJ/m ²)	Contribuição Química (mJ/m ²)	Γ(SFE) (mJ/m ²)
77	16,00	34,18	-43,03	7,15
100	16,00	30,30	-38,30	8,00
200	16,00	13,95	-17,74	12,21
300	16,00	3,00	2,83	21,83
400	16,00	0,88	23,39	40,27
500	16,00	0,36	43,95	60,31
600	16,00	0,17	64,51	80,69
700	16,00	0,09	85,08	101,17

Fonte: Autor

Figura 36: Gráfico dos valores das contribuições de Gibbs a SFE em diversas temperaturas para o aço Fe-Mn₂₂-C_{0,6}.

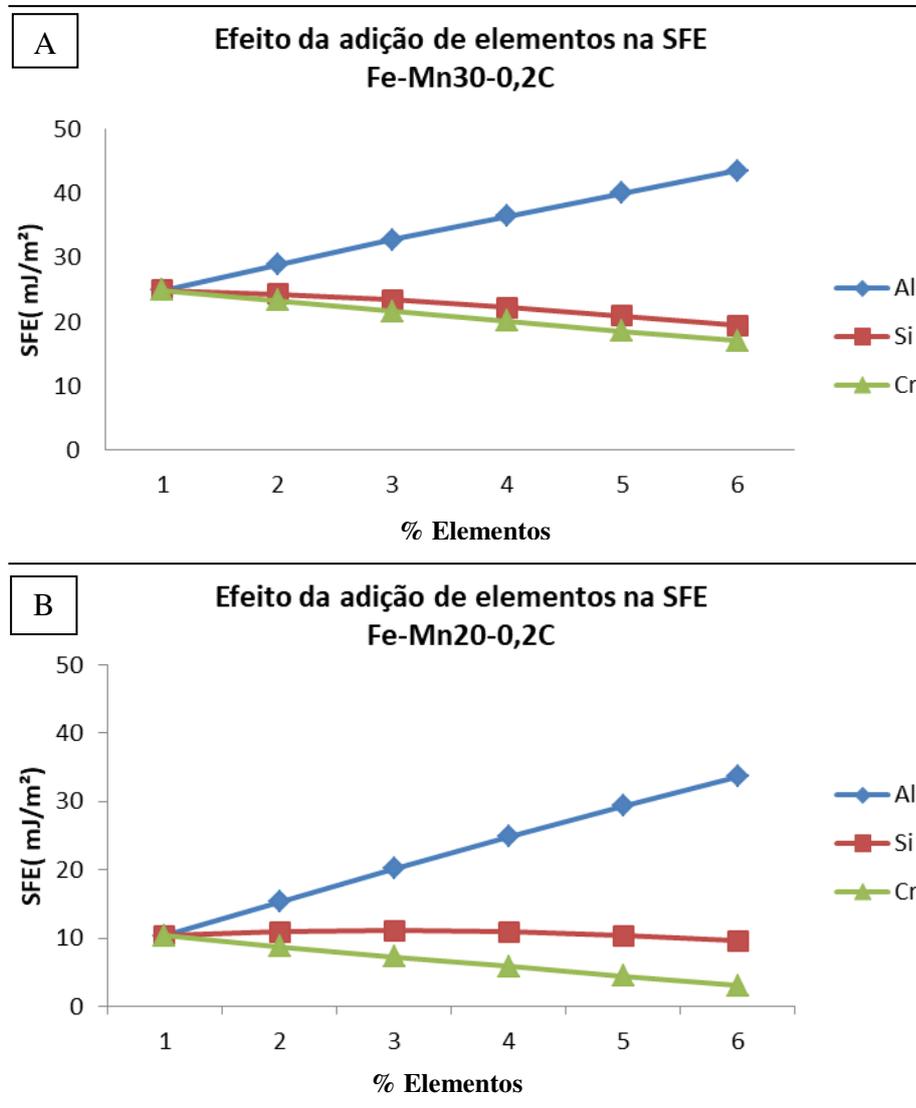


Fonte: Autor

5.5.2 Simulação do efeito dos elementos na SFE em um aço Fe-MnX-0,2C com 30% e 20% de Manganês e Fe-Mn25-XC a 300K.

Para avaliar o efeito dos elementos de liga, dois aços com composição Fe-30Mn-0,2C e Fe-20Mn-0,2C foram utilizados para o valor da SFE através da modelagem termodinâmica em que foram avaliados os efeitos do Alumínio, Cromo e Silício na SFE para teores variando de 1 a 6%. Quando adicionado alumínio o valor da SFE sofreu um considerável aumento, onde para cada 1% de Alumínio adicionado, a SFE sofre um aumento de 5 mJ/m² aproximadamente. Este efeito pode ser comparado observando-se o comportamento da curva do alumínio em ambos os aços. Diferentemente do alumínio, o silício não apresenta o mesmo efeito e diminui a SFE, embora de forma mais discreta que o Cromo que apresenta um efeito mais forte, devido ao cromo ser um estabilizador da fase ferrítica, o que diminui a contribuição da energia molar de Gibbs para a transformação $\gamma \rightarrow \epsilon$. Este efeito é mais bem evidenciado no aço com 20% de Mn. Os valores da SFE em função do teor dos elementos se encontram na Figura 37.

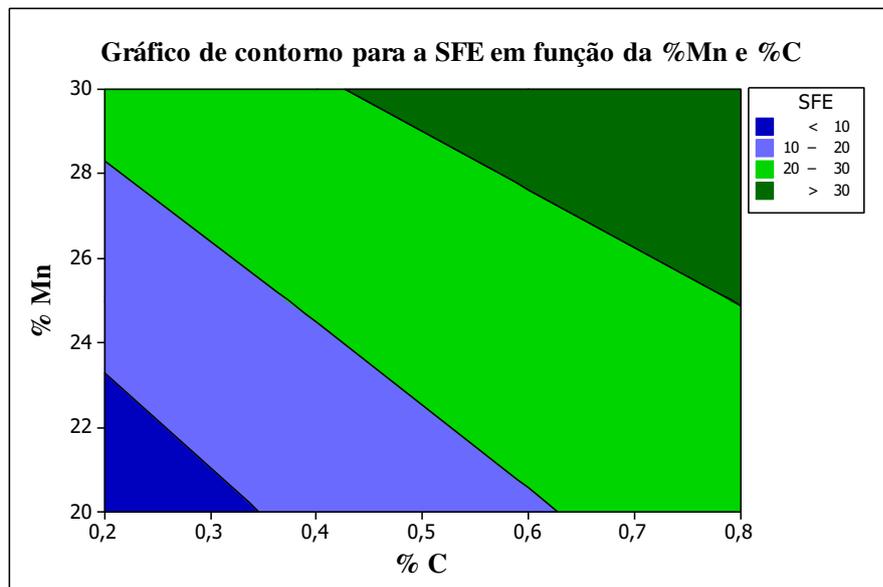
Figura 37: Gráfico dos valores das contribuições à energia de Gibbs molar em 300K para os aços com composição de (a) Fe-Mn30-0,2C (b) Fe-Mn20-0,2C.



Fonte: Autor

Para verificar a influência do carbono na SFE, foi feito um gráfico relacionando o teor de manganês e carbono na SFE, mostrando que o carbono atua fortemente no aumento da energia de falha de empilhamento, juntamente com o manganês. Uma forma de se verificar este efeito é através dos termos utilizados para o cálculo nas contribuições de Gibbs química e magnética, onde o carbono diminui o efeito magnético e aumenta de forma significativa o termo da contribuição química. Os resultados obtidos demonstram a forte influência do carbono e do manganês na SFE em função de seus respectivos teores, conforme figura 38.

Figura 38: Energia de falha de empilhamento em função do teor de carbono e manganês.



Fonte: Autor.

5.5.3 Resultado da SFE previstos para os aços A e B a 77K, 300K e 600K

Em posse dos resultados das simulações termodinâmicas obtidas nas seções anteriores, o cálculo da energia SFE foi feito para os dois aços em estudo, em três temperaturas e os valores obtidos encontram-se na tabela 27. Na temperatura criogênica os valores foram semelhantes, diferenciando-se em menos de 1 mJ/m². Na temperatura de 300K, entretanto a diferença foi um pouco mais considerável e para valores mais elevados de temperatura, em torno de 600K a diferença tornou-se acentuada. Foi avaliada também a contribuição das energias de Gibbs magnética e também da composição química no somatório total da energia de falha de empilhamento, demonstrando seu comportamento na figura 39, para os aços 1 e 2. Os maiores valores de SFE foram obtidos para o aço 2, onde a contribuição química dos elementos é maior que no aço 1.

Tabela 27: Valores de SFE (mJ/m^2) para os aços 1 e 2 em três temperaturas: 77K, 300K,600K e as diferenças encontradas entre os valores simulados.

Aço	Elementos Químicos (%)					SFE (mJ/m^2)		
	Mn	C	Si	Cr	Al	SFE (77K)	SFE (300K)	SFE (600K)
Aço 1	29.50	0.26	1.62	0.22	1.17	23,84	29,35	70,57
Aço 2	19.70	0.62	2.80	0.54	3.65	24,39	38,93	89,87
ΔDif	9,8	-0,36	-1,18	-0,32	-2,48	-0,55	-9,58	-19,3

Fonte: Autor

O alto teor de alumínio no aço 2 juntamente com o carbono foram os grandes fatores para o aumento da SFE. A contribuição magnética foi maior no aço 1, devido ao seu alto teor de manganês uma vez que seus parâmetros termodinâmicos são fortemente influenciados por este elemento. Como a SFE é dominada pela contribuição química em temperaturas a partir de 300 K até altas temperaturas (600K), conforme simulado para o Fe-Mn22-0,6C, e somando-se aos altos teores de Carbono e Alumínio, a liga 2 apresentou maior valor de SFE na temperatura de 300K e 600 K, temperaturas onde a SFE é totalmente influenciada pelo termo da energia livre molar da composição química. Em 77K, na temperatura criogênica, a liga 2 apresentou um valor muito similar a liga 1. Os resultados das contribuições magnética e química encontram-se de forma detalhada com seus respectivos valores na tabela 28.

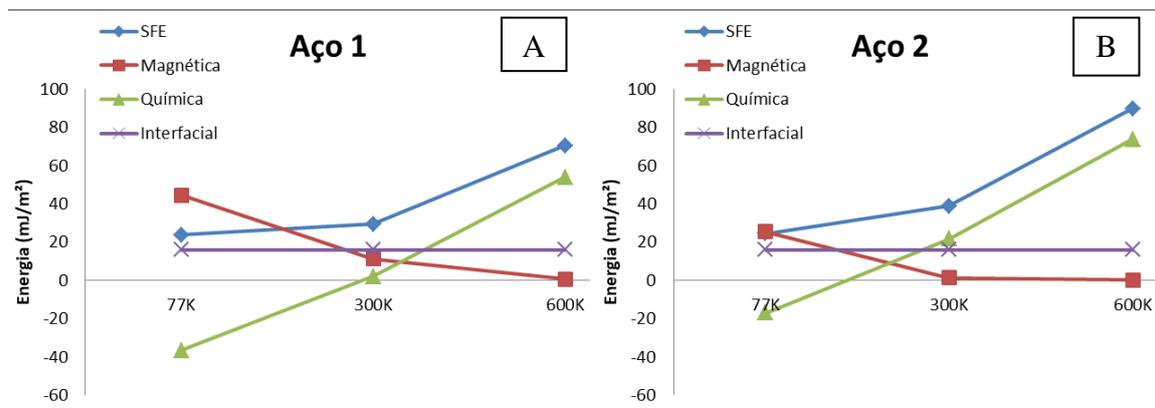
Tabela 28: Valores para a SFE e suas componentes energéticas em diversas temperaturas: 77K, 300K e 600K para os aços 1 e 2 .

Aço 1	SFE mJ/m ²	Magnética mJ/m ²	Química mJ/m ²	Interfacial mJ/m ²
77K	23,84	44,45	-36,61	16,00
300K	29,35	11,32	2,03	16,00
600K	70,57	0,57	54,00	16,00

Aço 2	SFE mJ/m ²	Magnética mJ/m ²	Química mJ/m ²	Interfacial mJ/m ²
77K	24,39	25,52	-17,12	16,00
300K	38,93	1,29	21,64	16,00
600K	89,87	0,08	73,80	16,00

Fonte: Autor

Figura 39: Gráficos de valores da SFE (mJ/m²) e suas contribuições em diversas temperaturas para os aços: (a) Aço 1 (b) Aço 2.



Fonte: Autor.

Com os valores obtidos da SFE é possível prever, de acordo com a literatura, o tipo de mecanismo de deformação que cada aço poderia sofrer, no caso, maclagem induzida por deformação chamada de efeito TWIP (*Twinning Induced Plasticity*) ou plasticidade induzida por transformação chamada de efeito TRIP (*Transformation Induced Plasticity*), podendo ocorrer também escorregamento de discordâncias para valores elevados de SFE, onde o mecanismo predominante é o movimento de discordâncias. Altos teores de manganês conseguem suprir a transformação martensítica, pelo controle da falha de empilhamento favorecendo o mecanismo de maclação. O alumínio, outro importante elemento no controle

da SFE, torna a maclação também mais fácil aumentando a plasticidade e a resistência dos aços, com efeito, TWIP. O silício devido à influência no abaixamento da SFE favorece a transformação martensítica. Valores de energia intermediários da SFE podem gerar os dois mecanismos: maclação e escorregamento de discordâncias segundo tabela 29.

Tabela 29: SFE e o mecanismo de deformação previsto.

<i>Tipo de mecanismo</i>	<i>Faixa de valores Γ (mJ/m²) (ALLAIN et al., 2003)</i>
TRIP	$\Gamma < 18$
TWIP	$12 < \Gamma < 35$

Fonte: Autor

A tabela 30 sugere qual o mecanismo que cada aço apresentaria em uma determinada temperatura. O mecanismo sugerido para os aços 1 e 2 foi o de maclação nas temperaturas 77K e 300K, e para valores muito elevados de SFE, que ocorre em altas temperaturas, o mecanismo predominante sugerido é por acumulo de discordâncias.

Tabela 30: Mecanismo de deformação previsto pela modelagem da SFE em 77K, 300K e 600K para os aços 1 e 2.

Aço1	SFE	Mecanismo
-196 °C / 77K	23,84	TWIP
27 °C / 300K	29,35	TWIP
327 °C / 600K	70,57	Discordâncias
Aço2	SFE	Mecanismo
-196 °C / 77K	24,39	TWIP
27 °C / 300K	38,93	TWIP
327 °C / 600K	89,87	Discordâncias

Fonte: Autor

6. CONCLUSÕES

- ✓ Os dois aços alto manganês sofreram elevado aumento no limite de resistência e no limite de escoamento quando submetidos à temperatura criogênica, em contrapartida perderam ductilidade e tenacidade.
- ✓ O alto teor de elementos de liga no aço 2 (Cr, Al, Si, C) maiores que o Aço 1 demonstrou ser um fator fundamental nos resultados obtidos em temperaturas tanto ambiente, quanto criogênica.
- ✓ Pela ANOVA dois fatores, os efeitos da temperatura demonstraram ser mais significativos nas propriedades mecânicas que a relação Mn/Carbono equivalente, resultados estes demonstrados de forma quantitativa pelos Gráficos de Pareto para os efeitos normalizados.
- ✓ Para a Energia de falha de empilhamento, os elementos Al, C e Mn aumentam a SFE, com o mais forte do alumínio, comprovado pela simulação na alteração dos elementos e sua influência na SFE. Cromo e Silício diminuíram a SFE.
- ✓ A temperatura criogênica diminuiu a SFE, enquanto em temperaturas elevadas a SFE tornou-se muito alta, limitando o mecanismo de deformação a deslocamento e escorregamento de discordâncias.
- ✓ A contribuição magnética na SFE mostrou-se influente apenas em baixas temperaturas. Em altas temperaturas sua contribuição praticamente tornou-se irrelevante sendo a SFE a 600K governada pela contribuição química.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- ✓ Aplicar o procedimento de ANOVA mediante a um planejamento de experimentos com três ou mais fatores, de modo que a composição se torne fixa em um dos elementos principais, sem necessidade de utilizar uma composição química equivalente e introduzir a velocidade de ensaio de tração no modelo de regressão para diminuir a limitação do modelo às condições especificadas.

- ✓ Realizar os ensaios em diversas temperaturas entre a temperatura ambiente e criogênica para melhorar e tornar as análises mais robustas além do modelo de regressão para as propriedades juntamente com o gráfico de superfície dos dois aços presentes.

- ✓ Avaliar outras componentes para a energia de Gibbs molar como o tamanho de grão na energia de falha de empilhamento.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

EVERETT, H. S. **Austenitic Manganese Steel**, ASM Handbook, v.1, 2004.

ALLAIN, S. **Caractérisation et modélisation thermomécaniques multi-échelles des mécanismes de déformation et d'écrouissage d'aciers austénitiques à haute teneur en manganèse – Application à l'effet TWIP**, Institut National Polytechnique de Lorraine, Nancy, 2004.

ALLAIN, S.; CHATEAU, J. P.; BOUAZIZ, O.; MIGOT, S.; GUELTON, N. **Correlations between the Calculated Stacking Fault Energy and the Plasticity Mechanisms in Fe–Mn–C Alloys**. Mater. Sci. Eng. A, 2004.

ASM Handbook, Volume 3, **Alloy Phase Diagrams**, ASM International (American Society for Metals), Materials Park, Ohio, USA, 1992.

BAIN, E.C, **Functions of alloying elements in steel**, American Society for Metals, Cleveland, Ohio, 1939.

CALLISTER, W.D., RETHWISCH, D.G. **Materials Science and Engineering: An Introduction**. 8th. John Wiley & Son Inc, 2012.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**. 7ª edição, São Paulo, Associação Brasileira de Metais, 2015.

CHOI, J.K., et al. **High Manganese Austenitic Steel for Cryogenic Applications**. In Twenty-second International Offshore and Polar Engineering Conference. Rhodes, Greece, 2012.

COSTA E SILVA, A. L. MEI, P. R. **Aços e Ligas Especiais**. 2ª edição, Sumaré, São Paulo, Eletrometal S.A. Metais Especiais, 1988.

CURTZE, S. et al. **Dependence of tensile deformation behavior of TWIP steels on stacking fault energy, temperature and strain rate**. Acta Materialia, vol 58, 2010.

DE COOMAN B.C., **Phase Transformations in Steels, Volume 2: Diffusionless Transformations, High Strength Steels, Modelling and Advanced Analytical Techniques**. Woodhead Publishing, 2012.

DINI, G. et al. **Tensile deformation behavior of high manganese austenitic steel: The role of grain size**. *Materials & Design*, vol. 31, 2010.

DOBRZAŃSKI, L.A. GRAJCAR, A., BOREK W. . **Microstructure evolution and phase composition of high-manganese austenitic steels**. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering* vol 29, 2008.

ECOPLAN AÇOS ESPECIAIS. Indústria Metalúrgica. Disponível em <<http://www.metalurgicaecoplan.com/pecas-para-equipamentos-de-moagem/>>. Acesso em: 12 de dezembro de 2017.

FROMMEYER, G.; BRÜX, U.; NEUMMAN, P. **Supra-Ductile and High-Strength Manganese-TRIP/TWIP Steels for High Energy Absorption Purposes**. *ISIJ Int.* 2003.

GHASRI-KHOUZANI, M., MCDERMID, J.R. **Microstructural evolution and mechanical behaviour of Fe-30Mn-C steels with various carbon contents**, *Materials Science and Technology*, 2017.

GORNI, A.A. **Aços Avançados de Alta Resistência: Microestrutura e Propriedades Mecânicas**. Corte e Conformação de Metais, 2008.

HAMADA, A. et al. **Fatigue Behavior of Four High-Mn Twinning Induced Plasticity Effect Steels**. *The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International*, Ohio – EUA, vol. 41A, 2010.

HIGUERA, O. F.; TRISTANCHO, J. L.; FLOREZ, L. C. **Fundamentos Teóricos de los Aceros Auteníticos Al Manganeso**. *Scientia et Technica*, Pereira – Colômbia, ano XIII, n. 34, 2007.

HONEYCOMBE, R.W.K. BADESHIA, H. K. D. H. **Steels Microstructure and Properties**. 2ª edição, Edward Arnold, 338 Euston Road. London, UK, 1995.

LAPPONI, J. C. **Estatística usando Excel**. Elsevier, Rio de Janeiro, 2005.

MONTGOMERY, D. C. **Design and Analysis of Experiments**. 8ª ed., John Wiley: New York, 2008.

PINHEIRO, J.; CARVAJAL, S.; CUNHA, S.; GOMES, G. **Probabilidade e estatística: quantificando a incerteza**. Rio de Janeiro: Elsevier, 2012.

SCARMINIO, I. S.; BRUNS, R. E.; BARROS NETO, B. de. **Como fazer experimentos: pesquisa e desenvolvimento na ciência e na indústria**, 2. ed. Campinas: Unicamp, 2003.

SCHUMANN, VH. **Neue Hütte**, Vol 1, 1972.

SOBULA, S., TEĆZA G. **Stabilisation of the Hadfieldcast steel microstructure at increased temperatures in the presence of chromium**. Foundry Journal of the Polish Foundrymen's Association, 2009.

SOUZA, S. A. **Composição Química dos Aços**. 1ª Edição, São Paulo, Edgar Bluncher, 1989.

YUAN, X. et al. **Influence of Annealing Temperature on Mechanical Properties and Microstructures of High Manganese Austenitic Steel**. Journal of Materials Processing Technology, Shenyang n. 217, China, 2015.

9. ANEXOS

ANEXO I – TABELAS DE FISHER PARA ALFA = 0,10 E ALFA = 0,05.

Alfa = 0,10																					
		Degrees of Freedom for the Numerator (ν_1)																			
$\nu_2 \backslash \nu_1$		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	12	15	20	24	30	40	60	120	∞	
Degrees of Freedom for the Denominator (ν_2)	1	39.86	49.50	53.59	55.83	57.24	58.20	58.91	59.44	59.86	60.19	60.71	61.22	61.74	62.00	62.26	62.53	62.79	63.06	63.33	
	2	8.53	9.00	9.16	9.24	9.29	9.33	9.35	9.37	9.38	9.39	9.41	9.42	9.44	9.44	9.45	9.46	9.47	9.47	9.48	9.49
	3	5.54	5.46	5.39	5.34	5.31	5.28	5.27	5.25	5.24	5.23	5.22	5.20	5.18	5.18	5.17	5.16	5.15	5.14	5.14	5.13
	4	4.54	4.32	4.19	4.11	4.05	4.01	3.98	3.95	3.94	3.92	3.90	3.87	3.84	3.83	3.82	3.80	3.79	3.78	3.78	3.76
	5	4.06	3.78	3.62	3.52	3.45	3.40	3.37	3.34	3.32	3.30	3.27	3.24	3.21	3.19	3.17	3.16	3.14	3.12	3.12	3.10
	6	3.78	3.46	3.29	3.18	3.11	3.05	3.01	2.98	2.96	2.94	2.90	2.87	2.84	2.82	2.80	2.78	2.76	2.74	2.74	2.72
	7	3.59	3.26	3.07	2.96	2.88	2.83	2.78	2.75	2.72	2.70	2.67	2.63	2.59	2.58	2.56	2.54	2.51	2.49	2.49	2.47
	8	3.46	3.11	2.92	2.81	2.73	2.67	2.62	2.59	2.56	2.54	2.50	2.46	2.42	2.40	2.38	2.36	2.34	2.32	2.32	2.29
	9	3.36	3.01	2.81	2.69	2.61	2.55	2.51	2.47	2.44	2.42	2.38	2.34	2.30	2.28	2.25	2.23	2.21	2.18	2.18	2.16
	10	3.29	2.92	2.73	2.61	2.52	2.46	2.41	2.38	2.35	2.32	2.28	2.24	2.20	2.18	2.16	2.13	2.11	2.08	2.06	2.06
	11	3.23	2.86	2.66	2.54	2.45	2.39	2.34	2.30	2.27	2.25	2.21	2.17	2.12	2.10	2.08	2.05	2.03	2.00	1.97	1.97
	12	3.18	2.81	2.61	2.48	2.39	2.33	2.28	2.24	2.21	2.19	2.15	2.10	2.06	2.04	2.01	1.99	1.96	1.93	1.90	1.90
	13	3.14	2.76	2.56	2.43	2.35	2.28	2.23	2.20	2.16	2.14	2.10	2.05	2.01	1.98	1.96	1.93	1.90	1.88	1.85	1.85
	14	3.10	2.73	2.52	2.39	2.31	2.24	2.19	2.15	2.12	2.10	2.05	2.01	1.96	1.94	1.91	1.89	1.86	1.83	1.80	1.80
	15	3.07	2.70	2.49	2.36	2.27	2.21	2.16	2.12	2.09	2.06	2.02	1.97	1.92	1.90	1.87	1.85	1.82	1.79	1.76	1.76
	16	3.05	2.67	2.46	2.33	2.24	2.18	2.13	2.09	2.06	2.03	1.99	1.94	1.89	1.87	1.84	1.81	1.78	1.75	1.72	1.72
	17	3.03	2.64	2.44	2.31	2.22	2.15	2.10	2.06	2.03	2.00	1.96	1.91	1.86	1.84	1.81	1.78	1.75	1.72	1.69	1.69
	18	3.01	2.62	2.42	2.29	2.20	2.13	2.08	2.04	2.00	1.98	1.93	1.89	1.84	1.81	1.78	1.75	1.72	1.69	1.66	1.66
	19	2.99	2.61	2.40	2.27	2.18	2.11	2.06	2.02	1.98	1.96	1.91	1.86	1.81	1.79	1.76	1.73	1.70	1.67	1.63	1.63
	20	2.97	2.59	2.38	2.25	2.16	2.09	2.04	2.00	1.96	1.94	1.89	1.84	1.79	1.77	1.74	1.71	1.68	1.64	1.61	1.61
	21	2.96	2.57	2.36	2.23	2.14	2.08	2.02	1.98	1.95	1.92	1.87	1.83	1.78	1.75	1.72	1.69	1.66	1.62	1.59	1.59
	22	2.95	2.56	2.35	2.22	2.13	2.06	2.01	1.97	1.93	1.90	1.86	1.81	1.76	1.73	1.70	1.67	1.64	1.60	1.57	1.57

Fonte: MONTGOMERY et al., 2008.

Alfa = 0,05																					
		Degrees of Freedom for the Numerator (ν_1)																			
$\nu_2 \backslash \nu_1$		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	12	15	20	24	30	40	60	120	∞	
Degrees of Freedom for the Denominator (ν_2)	1	161.4	199.5	215.7	224.6	230.2	234.0	236.8	238.9	240.5	241.9	243.9	245.9	248.0	249.1	250.1	251.1	252.2	253.3	254.3	
	2	18.51	19.00	19.16	19.25	19.30	19.33	19.35	19.37	19.38	19.40	19.41	19.43	19.45	19.45	19.46	19.47	19.48	19.49	19.50	19.50
	3	10.13	9.55	9.28	9.12	9.01	8.94	8.89	8.85	8.81	8.79	8.74	8.70	8.66	8.64	8.62	8.59	8.57	8.55	8.53	8.53
	4	7.71	6.94	6.59	6.39	6.26	6.16	6.09	6.04	6.00	5.96	5.91	5.86	5.80	5.77	5.75	5.72	5.69	5.66	5.63	5.63
	5	6.61	5.79	5.41	5.19	5.05	4.95	4.88	4.82	4.77	4.74	4.68	4.62	4.56	4.53	4.50	4.46	4.43	4.40	4.36	4.36
	6	5.99	5.14	4.76	4.53	4.39	4.28	4.21	4.15	4.10	4.06	4.00	3.94	3.87	3.84	3.81	3.77	3.74	3.70	3.67	3.67
	7	5.59	4.74	4.35	4.12	3.97	3.87	3.79	3.73	3.68	3.64	3.57	3.51	3.44	3.41	3.38	3.34	3.30	3.27	3.23	3.23
	8	5.32	4.46	4.07	3.84	3.69	3.58	3.50	3.44	3.39	3.35	3.28	3.22	3.15	3.12	3.08	3.04	3.01	2.97	2.93	2.93
	9	5.12	4.26	3.86	3.63	3.48	3.37	3.29	3.23	3.18	3.14	3.07	3.01	2.94	2.90	2.86	2.83	2.79	2.75	2.71	2.71
	10	4.96	4.10	3.71	3.48	3.33	3.22	3.14	3.07	3.02	2.98	2.91	2.85	2.77	2.74	2.70	2.66	2.62	2.58	2.54	2.54
	11	4.84	3.98	3.59	3.36	3.20	3.09	3.01	2.95	2.90	2.85	2.79	2.72	2.65	2.61	2.57	2.53	2.49	2.45	2.40	2.40
	12	4.75	3.89	3.49	3.26	3.11	3.00	2.91	2.85	2.80	2.75	2.69	2.62	2.54	2.51	2.47	2.43	2.38	2.34	2.30	2.30
	13	4.67	3.81	3.41	3.18	3.03	2.92	2.83	2.77	2.71	2.67	2.60	2.53	2.46	2.42	2.38	2.34	2.30	2.25	2.21	2.21
	14	4.60	3.74	3.34	3.11	2.96	2.85	2.76	2.70	2.65	2.60	2.53	2.46	2.39	2.35	2.31	2.27	2.22	2.18	2.13	2.13
	15	4.54	3.68	3.29	3.06	2.90	2.79	2.71	2.64	2.59	2.54	2.48	2.40	2.33	2.29	2.25	2.20	2.16	2.11	2.07	2.07
	16	4.49	3.63	3.24	3.01	2.85	2.74	2.66	2.59	2.54	2.49	2.42	2.35	2.28	2.24	2.19	2.15	2.11	2.06	2.01	2.01
	17	4.45	3.59	3.20	2.96	2.81	2.70	2.61	2.55	2.49	2.45	2.38	2.31	2.23	2.19	2.15	2.10	2.06	2.01	1.96	1.96
	18	4.41	3.55	3.16	2.93	2.77	2.66	2.58	2.51	2.46	2.41	2.34	2.27	2.19	2.15	2.11	2.06	2.02	1.97	1.92	1.92
	19	4.38	3.52	3.13	2.90	2.74	2.63	2.54	2.48	2.42	2.38	2.31	2.23	2.16	2.11	2.07	2.03	1.98	1.93	1.88	1.88
	20	4.35	3.49	3.10	2.87	2.71	2.60	2.51	2.45	2.39	2.35	2.28	2.20	2.12	2.08	2.04	1.99	1.95	1.90	1.84	1.84
	21	4.32	3.47	3.07	2.84	2.68	2.57	2.49	2.42	2.37	2.32	2.25	2.18	2.10	2.05	2.01	1.96	1.92	1.87	1.81	1.81
	22	4.30	3.44	3.05	2.82	2.66	2.55	2.46	2.40	2.34	2.30	2.23	2.15	2.07	2.03	1.98	1.94	1.89	1.84	1.78	1.78

Fonte: MONTGOMERY et al., 2008.

ANEXO II – PARÂMETROS TERMODINÂMICOS PARA A SFE

$$\Gamma = 2\rho\Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon} + 2\sigma$$

$$\Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon} = \Delta G_{FeMnX}^{\gamma \rightarrow \varepsilon} + X_C \Delta G_{FeMnX/C}^{\gamma \rightarrow \varepsilon} + \Delta G_{mg}^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$$

$$\Delta G_{FeMnX}^{\gamma \rightarrow \varepsilon} = \sum_i x_i \Delta G_i^{\gamma \rightarrow \varepsilon} + x_{Fe} x_{Mn} [C + D(x_{Fe} - x_{Mn})] + x_{Fe} x_{Si} [E + F(x_{Fe} - x_{Si})]$$

$$\lambda \quad G_{FeMnX/C}^{\gamma \rightarrow \varepsilon} = \frac{a}{x_C} (1 - e^{-bx_C}) + cx_{Mn}$$

$$\Delta G_{mg}^{\gamma \rightarrow \varepsilon} = \frac{G_m^\varepsilon - G_m^\gamma}{}$$

$$G_m^\varphi = RT \ln \left(1 + \frac{\beta^\varphi}{\mu_B} \right) f \left(\frac{T}{T_N^\varphi} \right), \quad \varphi = \gamma, \varepsilon$$

$$T_N^\gamma = 250 \ln(x_{Mn}) - 4750x_C x_{Mn} - 222x_{Cu} - 2.6x_{Cr} - 6.2x_{Al} - 13x_{Si} + 720(K)$$

$$T_N^\varepsilon = 580x_{Mn}$$

$$\tau^\varphi = \frac{T}{T_N^\varphi}$$

Se $\tau^\varphi > 1$

$$f \left(\frac{T}{T_N^\varphi} \right) = -\frac{1}{D_{mg}} \left[\frac{\tau^{\varphi-5}}{10} + \frac{\tau^{\varphi-15}}{315} + \frac{\tau^{\varphi-25}}{1500} \right]$$

Se $\tau^\varphi \leq 1$

$$f \left(\frac{T}{T_N^\varphi} \right) = 1 - \frac{1}{D_{mg}} \left\{ \frac{79\tau^{\varphi-1}}{140p_{mg}} + \frac{474}{497} \left[\frac{1}{p_{mg}} - 1 \right] \left[\frac{\tau^{\varphi^3}}{6} + \frac{\tau^{\varphi^9}}{135} + \frac{\tau^{\varphi^{15}}}{600} \right] \right\}$$

$$p_{mg} = 0,24$$

$$D_{mg} = \left[\frac{518}{1125} + \frac{11692}{15975} \left(\frac{1}{p_{mg}} - 1 \right) \right]$$

Fonte: ALLAIN, 2004; DUMAY et al, 2008 e CURTZE et al, 2010.

ANEXO III – DADOS E VALORES DOS PARÂMETROS TERMODINÂMICOS

Parâmetros	Valores	Referência
ρ	2,94 x 10 ⁵ mol/m ²	CURTZE et al., 2010
σ	8 mJ/m ²	CURTZE et al., 2010
$\Delta G_{Fe}^{\gamma \rightarrow \epsilon}$	-2243,38 + 4,309 T J/mol	ALLAIN, 2004
$\Delta G_{Mn}^{\gamma \rightarrow \epsilon}$	-1000 + 1,123 T J/mol	ALLAIN, 2004
$\Delta G_{Al}^{\gamma \rightarrow \epsilon}$	2800 + 5 T J/mol	DUMAY et al., 2008
$\Delta G_{Si}^{\gamma \rightarrow \epsilon}$	-560 – 8 T J/mol	DUMAY et al., 2008
$\Delta G_{Cr}^{\gamma \rightarrow \epsilon}$	-1370 – 10 T J/mol	DUMAY et al., 2008
a	1246 J/mol	ALLAIN, 2004
b	24,29 J/mol	ALLAIN, 2004
c	-17175 J/mol	ALLAIN, 2004
C	2873 J/mol	DUMAY et al., 2008
D	-717 J/mol	DUMAY et al., 2008
E	2850 J/mol	DUMAY et al., 2008
F	3520 J/mol	DUMAY et al., 2008
β^{γ} / μ^B	$0,7x_{Fe} + 0,62x_{Mn} - 0,64x_{Fe} - 4x_C$	DUMAY et al., 2008
β^{ϵ} / μ^B	$0,62x_{Mn} - 4x_C$	DUMAY et al., 2008