



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

CARLOS DE CASTRO VIANA

**ESTUDO DA MICROESTRUTURA DO ESTADO BRUTO DE FUSÃO DE UMAÇO
COM ALTO TEOR DE MANGANÊS (27%) APÓS FORJAMENTO A QUENTE**

FORTALEZA

2019

CARLOS DE CASTRO VIANA

ESTUDO DA MICROESTRUTURA DO ESTADO BRUTO DE FUSÃO DE UM AÇO COM
ALTO TEOR DE MANGANÊS (27%p.) APÓS FORJAMENTO A QUENTE

Monografia apresentada ao Curso de Engenharia Metalúrgica do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, como requisito parcial à obtenção do título de Bacharel em Engenharia Metalúrgica.

Orientador: Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu

FORTALEZA

2019

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)

V667e Viana, Carlos de Castro.

Estudo da microestrutura do estado bruto de fusão de um Aço com Alto teor de Manganês (27%) após Forjamento a Quente / Carlos de Castro Viana. – 2019.
42 f. : il. color.

Trabalho de Conclusão de Curso (graduação) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Curso de Engenharia Metalúrgica, Fortaleza, 2019.

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

1. Aço alto manganês. 2. Forjamento. 3. Estado bruto de fusão. I. Título.

CDD 669

CARLOS DE CASTRO VIANA

ESTUDO DA MICROESTRUTURA DO ESTADO BRUTO DE FUSÃO DE UM AÇO COM
ALTO TEOR DE MANGANÊS (27%) APÓS FORJAMENTO A QUENTE

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

Aprovada em: ____/____/____.

BANCA EXAMINADORA

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

Prof. Me. Marcos Natan da Silva Lima
Universidade Federal do Ceará (UFC)

Profa. Me. Tathiane Caminha Andrade
Universidade Federal do Ceará (UFC)

A Deus.

Aos meus pais, Antoine Charles e Roberta.

AGRADECIMENTOS

A Deus.

Aos meus pais Antoine Charles Nogueira e Roberta de Castro Viana, por todo suporte e apoio incondicional.

A minha irmã Juliana Maria Viana Nogueira, minha melhor amiga e incentivadora.

Ao Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu, a quem tenho grande admiração e respeito, pelos seus ensinamentos, paciência e oportunidade no Laboratório de Caracterização de Materiais (LACAM).

Ao Engenheiro Dr. Luís Flávio Gaspar Herculano pelos conselhos, incentivos, paciência e momentos de descontração.

À Prof. Dra. Sônia Maria Araújo Castelo Branco pela amizade e oportunidade, sempre acreditando e incentivando meu crescimento pessoal e profissional.

Ao Prof. Me. Giovani Gonçalves pelos ensinamentos, cobrança e amizade.

Aos professores participantes da banca examinadora, Me. Marcos Natan da Silva Lima e Me. Tathiane Caminha Andrade pelo tempo, pelas valiosas colaborações e sugestões.

Aos meus amigos que compartilharam momentos de amadurecimento, estudos e de descontração, em especial: Andrey Sindeaux, Caio Ítalo, João Lucas, Aldenor Pinheiro, Dyego Almeida, Maria Filomena, Ana Larissa, Dário Freire, Leonardo Rocha, Davi Marques, Carlos Magno, Daniel Melo, Isaque Brito, Regina Coeli, Dinamon, Ronaldo Souza, Wesley Nascimento, Patrick Melo, Iuri Araújo, Caio Justa, Beatriz Fonteles, Aline Dias, Darley Lima, Ruy Feijó, Marcelo Angelotto, Pedro Guilherme, Emmanuel Souza, Breno Bessa, Beatriz Pinho, Nívea Rodrigues, Saymon Rodrigues, Daniel Aquer, Maykel Sampaio, Pedro Chaves, Rinaldo Carvalho, Marcos Daniel.

Aos Bolsistas e colegas do LACAM, Amilton, Stephany, Breno, Letícia, João, Rodrigo, Oliveira, Mauro, em especial ao João Vitor e Henry Silva, por todo apoio e amizade.

A minha equipe de jiu jitsu por todos os momentos e amizade, em especial ao mestre Elinor Batista, pelos conselhos, amizade e por sempre incentivar e acreditar no meu potencial.

A Universidade Federal do Ceará

“A força não vem de vitórias. Suas lutas que desenvolvem a sua força. Quando você passar por dificuldades e decidir não se render, isso é força. ”

Arnold Schwarzenegger

RESUMO

Os aços austeníticos com elevados teores de manganês tem sido uma tendência em pesquisas e em uso comercial devido ao custo reduzido do manganês, quando comparado a aços que visam a estabilização da austenita pela adição de níquel. Esses materiais possuem aplicações nos setores de gás natural, mineração, perfuração de poços de petróleo e automotivo. O presente trabalho tem como objetivo observar a eliminação da estrutura dendrítica de um tubo de aço com elevado teor de manganês (27% p. Mn) fabricado pelo processo de fundição centrífuga através de forjamento à quente. Amostras foram submetidas a um aquecimento em forno do tipo mufla até a temperatura de 1000 °C, e isotermicamente tratadas por 2 horas, promovendo a homogeneização do material. Em seguida, cada amostra foi submetida ao forjamento através de um peso de aço com 1,5 kg em queda livre. A trajetória do peso foi guiada até a amostra por um cano de PVC de 1 m de altura. Após cada queda, durante o forjamento, a amostra foi novamente colocada no forno até que a temperatura de 1000 °C fosse atingida. Foram obtidas amostras forjadas com diferentes números de quedas: 20; 30; 40; 50; 60; 70; 80; e 90, medidas as quais foram utilizadas para se calcular a energia cinética necessária para a deformação do material. Análise microestrutural e de dureza foram realizadas a fim de se relacionar o forjamento a quente com a mudança microestrutural do material. A caracterização das amostras conformadas possibilitou relacionar a mudança microestrutural com a energia cinética utilizada no forjamento. Foi possível eliminar a estrutura dendrítica para elevados valores de deformação, ao passo que linhas de deformação e possível segregação foram observadas com o aumento da deformação do material.

Palavras-chave: aço alto manganês. forjamento. estado bruto de fusão.

ABSTRACT

High manganese austenitic steel has been a trend in research and commercial use due to the reduced use of manganese when compared to steels that aimed stabilizing austenite by the addition of nickel. These materials have applications in the natural gas, mining, oil well drilling and automotive industries sectors. The present work aims to observe the removal of the dendritic structure of a steel tube with high content of manganese (27% wt. Mn) manufactured by the centrifugal casting process through hot forging. Samples were subjected to heating in the muffle furnace to a temperature of 1000 °C, and isothermally treated for 2 hours, promoting the homogenization of the material. Then each sample was subjected to forging through a free fall of a 1.5 kg steel weight. The weight trajectory was guided by a 1m PVC pipe. After each fall, during forging, a sample was again placed in the furnace until the temperature of 1000 °C was reached. Forged samples with different numbers of falls were obtained: 20; 30; 40; 50; 60; 70; 80; and 90, measurements such as which were used to calculate the kinetic energy required for material deformation. Microstructural and hardness analysis were performed in order to relate the hot forging with the materials microstructural alteration. The characterization of the formed samples allows to relate a microstructural change with the kinetic energy used in forging. It was possible to eliminate the dendritic structure for the maximum transformation values, where as transformation line and segregation were observed with the increase of the materials deformation.

Keywords: High steel manganese. Forging. Raw state of melting.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1- Encadeamento de fenômenos durante a solidificação de um metal.....	17
Figura 2- Representação esquemática de uma microestrutura de solidificação	18
Figura 3- Processo de formação dos eixos principais de dendrita a partir de um cristal de forma octaédrica: (a) pequeno cristal; (b) crescimento uniforme do cristal; (c) e (d) crescimento dos ramos dendríticos.....	18
Figura 4 - Representações esquemáticas dos processos de forjamento	20
Figura 5 - Mecanismos de deformação plástica: escorregamento e maclação	23
Figura 6 - Diagrama de fases Fe-Mn	25
Figura 7 - Diagrama de fases do Sistema FeMnSi.	26
Figura 8 - Microestrutura das amostras (a) Como Recebida; (b) 20M ;(c) 30M (d) 40M (e) 50M (f) 60M. Aumento de x50. Ataque Químico: Nital 2%	32
Figura 9 - Microestrutura da amostra 60M. Aumento de 50x. Ataque Químico: Nital 2%.	33
Figura 10 - Micrografia ótica das amostras (a) 60M; (b) 70M; (c) 80M e (d) 90M. Aumento de x50 e ataque químico: Nital 2%.	34
Figura 11 - Microestruturas das amostras (a) como recebida; (b) 20M; (c) 30M; (d) 40 M. Aumento de x200. Ataque Químico: Nital 2%.....	35
Figura 12 - Microestruturas das amostras (a) como recebida; (b) 20M; Aumento x500. Ataque Químico: Nital 2%.....	36
Figura 13 - Micrografias das amostras (a) 50M e (b) 60M. Aumento x200. Ataque Químico: Nital 2%.....	36
Figura 14 - Micrografias das amostras (a) 60M (b) 70M (c) 80M (d) 90M. Aumento de x200. Ataque Químico: Nital 2%.	37
Figura 15 - Microestruturas das amostras (a) 60M; (b) 70M; (c) 80M; (d) 90M; Aumento x500. Ataque químico: Nital 2%.	38

LISTA DE EQUAÇÕES

Equação 1 – Equação do Trabalho Transmitido	21
Equação 2 – Equação da Queda Livre	22
Equação 3 – Equação da Capacidade nominal do martelo	22

LISTA DE TABELAS

Tabela 1	– Faixa de Temperatura para conformação a quente.....	23
Tabela 2	– Composição Química do aço utilizado.....	26
Tabela 3	– Energia e Redução de altura das amostras forjadas	30
Tabela 4	– Valores de dureza Brinell para as amostras e respectivas reduções de altura	39

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
CCC	Cúbico de Corpo Centrado
TCC	Tetragonal de Corpo Centrado
HC	Hexagonal Compacto
EDS	Energy Dispersive Spectroscopy
OES	Optical Emission Spectroscopy
IBGE	Instituto Brasileiro de Geografia e Estatística
LACAM	Laboratório de Caracterização dos Materiais
LEM	Laboratório de Ensaaios Mecânicos
NBR	Norma Brasileira Regulamentar
PUCPR	Pontifícia Universidade Católica do Paraná
SIBI	Sistema Integrado de Bibliotecas
SBIP	Shear Band Induced Plasticity
MBIP	Micro Band Induced Plasticity
TWIP	Twinning Induced Plasticity
TRIP	Transformation Induced Plasticity
UFC	Universidade Federal do Ceará
trad.	Tradutor

LISTA DE SÍMBOLOS

%	Porcentagem
γ	Austenita
ϵ	Martensita Epsilon
α'	Martensita Alfa Linha
Fe	Ferro
Mn	Manganês
Si	Silício
C	Carbono
Ni	Níquel
Cr	Cromo
H	Hidrogênio
P	Fósforo
O	Oxigênio
°C	Graus Celsius
%p	Porcentagem em peso
G	Energia livre de Gibbs
HB	Hardness Brinell
mm	Milímetros
ml	Mililitro
J	Joule
N	Newton
m	Metro
Kg	Kilograma
s	Segundos
©	Copyright
®	Marca Registrada

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	14
2	OBJETIVOS	15
2.1	Objetivo Geral	15
2.2	Objetivos Específicos	15
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	16
3.1	Solidificação	16
3.1.1	Estruturas de Solidificação	17
3.2	Tratamento Térmico	19
3.3	Forjamento.....	20
3.4	Deformação	23
3.5	Aços Alto Manganês	24
3.5.1	Simulação Termodinâmica	25
4	MATERIAIS E MÉTODOS	27
4.1	Materiais.....	27
4.2	Análise Química	27
4.3	Forjamento	27
4.4	Caracterização Microestrutural	28
4.5	Ensaio de Dureza	29
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES	30
5.1	Forjamento à Quente	30
5.1.1	Cálculo de Energia	30
5.1.2	Redução de Altura das peças forjadas	31
5.2	Caracterização.....	31
5.2.1	Estrutura Bruta de Fusão	31
5.2.2	Microestrutura.....	34
5.3	Medidas de Dureza	38
6	CONCLUSÃO	40
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	41

1 INTRODUÇÃO

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 durante anos, nos aços de cromo e níquel possuindo um custo elevado na fabricação das ligas metálicas. O surgimento do novo grupo de aços de aços austeníticos com alto teor de manganês e concentração variável de manganês, alumínio e silício, mostrou um alto potencial para a sua aplicação na indústria automotiva. Estes aços atendem às exigências da indústria automotiva no que refere à otimização da massa e ao consumo de combustível dos veículos e à limitação da poluição do meio ambiente causada pelos automóveis (DOBRZANSKI et al., 2008).

As Ligas Fe-Mn-C com elevados teores de Manganês (aproximadamente de 12% a 30%p.) apresentam um desenvolvimento recente de aços austeníticos, onde seus mecanismos de deformação podem variar entre a maclação mecânica e a transformação induzida por deformação. Com o Brasil sendo um dos maiores produtores mundiais de Manganês, estudos com a utilização de Mn em aços é bastante estratégico para a economia brasileira (DNPM, 2015).

Estes aços ainda estão no início de sua comercialização, assim um estudo em escala laboral seguindo as rotas tradicionais de fabricação dos aços austeníticos, que consiste na fundição seguida de conformação mecânica a quente a temperaturas acima de 1000°C, da mesma forma que é praticado por vários grupos de pesquisa estrangeiros (MI *et al.*, 2009). A conformação escolhida no presente trabalho foi o forjamento, que melhora as propriedades mecânicas, refina o grão e reduz o volume de usinagem necessária para a forma do produto final. (SOUZA, 2006).

Neste trabalho, o aço alto Manganês com um teor de 27%p. Mn, foi fabricado por fundição centrífuga em um formato de tubo, sendo cortado em amostras pequenas para trabalhar sua conformação a quente com o objetivo de rompimento do estado bruto de fusão para a posterior avaliação do aço em diversas possíveis aplicações.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

Análisar a microestrutura estado bruto de fusão do aço com alto teor de manganês (27%) após forjamento a quente.

2.2 Objetivos Específicos

- Calcular a energia necessária para a quebra da estrutura dendrítica;
- Estudar a microestrutura após forjamento;
- Analisar a dureza do material antes e após forjamento.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Solidificação

O processo de solidificação é um fenômeno de transformação de fases muito conhecido, desde a simples fabricação de cubos de gelo até mesmo o manuseio de ferramentas, os quais, em algum momento passaram por um estágio de solidificação durante a sua fabricação (GARCIA, 2001, p. 19).

A solidificação dos metais ocorre em duas etapas, sendo eles, a nucleação e o crescimento, onde se forma primeiramente o núcleo do cristal que, pela adição de mais átomos, cresce e forma grãos ou cristais. A nucleação ocorre quando a energia cinética de vários átomos do metal fundido atinge um valor suficientemente baixo para permitir que eles ocupem as posições na rede do metal envolvido. O núcleo continua a crescer na medida em que o metal fundido resfria. Os núcleos se formam preferencialmente nas superfícies mais exteriores do metal, que estão juntas à parede do molde, assim como sobre substâncias não metálicas, tais como os filmes de óxidos na superfície do banho, como um resultado do fluxo de calor através na superfície do banho, como um resultado do fluxo de calor através da parede do molde e da radiação térmica através da superfície livre da liga fundida. (OHNO, 1988, p. 27)

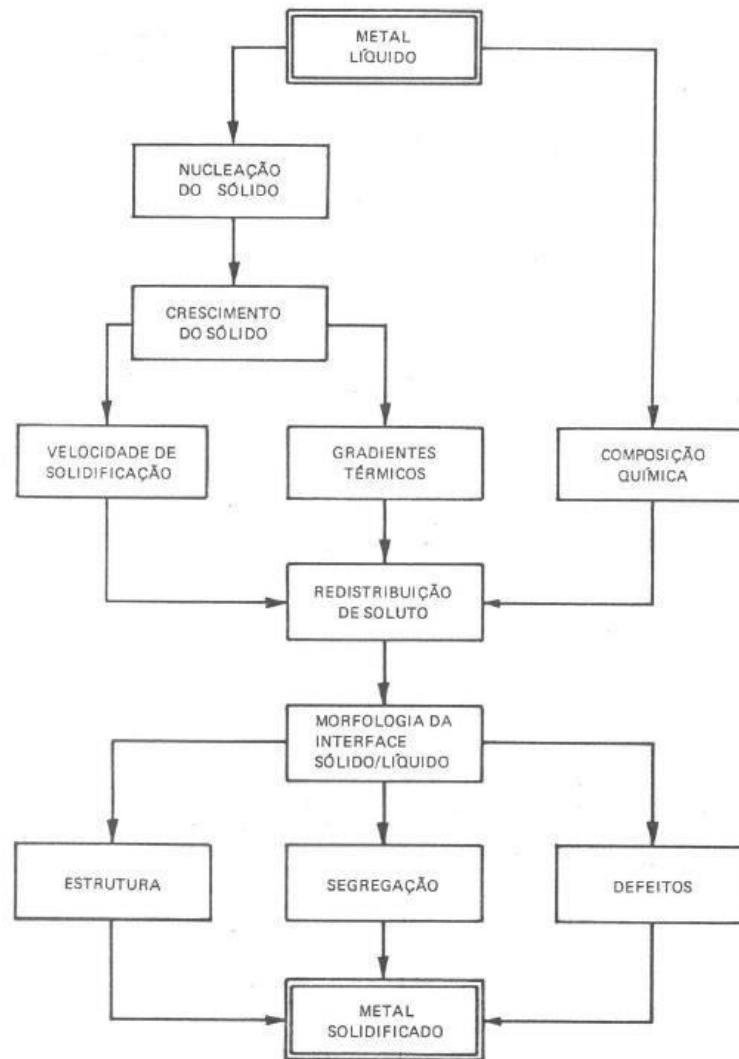
A Figura 1 apresenta um fluxograma das etapas que ocorrem na fundição durante a solidificação de um metal, do metal líquido ao metal solidificado. (GARCIA, 2001, p.21)

A homogeneidade é um objetivo a se alcançar pelo projeto adequado da peça e do molde, com os canais convenientemente localizados e com dimensões rigidamente calculadas mediante apropriada desoxidação do aço na fusão. Os outros, como a granulação fina e a isenção de tensões internas, mediante tratamento térmico apropriado, que possibilite normalizar a textura excessivamente grosseira e dendrítica do aço fundido e eliminar tensões internas originadas durante a solidificação do metal no interior do molde e que poderiam causar empenamento e distorção das peças em serviço (CHIAVERINI, 2008).

As características mecânicas desse produto dependem do tamanho de grão, espaçamento dendrítico, espaçamento lamelares, das heterogeneidades de composição químicas, do tamanho, forma e distribuição das inclusões e das porosidades formadas ou não. Todos esses aspectos da microestrutura dependem do processo de solidificação, uma

vez determinada e fixada a composição química a dinâmica do processo de solidificação é que se encarregará de determinar a microestrutura resultante (GARCIA, 2001).

Figura 1- Encadeamento de fenômenos durante a solidificação de um metal.



Fonte: GARCIA (2001).

A microestrutura resultante associada à distribuição de defeitos e heterogeneidades químicas, conforme mostra a figura 2 é que definirá o perfil de características mecânicas e químicas do produto. (GARCIA, 2001)

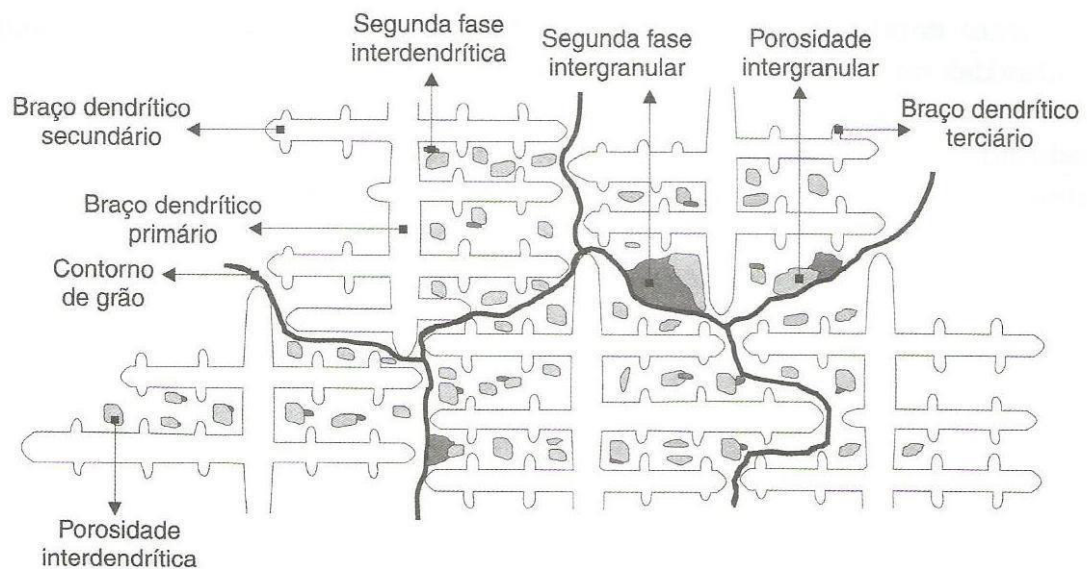
3.1.1 Estruturas de Solidificação

Com a velocidade de crescimento sendo aumentada ainda mais, começam a surgir perturbações laterais, denominadas de ramificações ou braços secundários que acabam definindo o tipo de estrutura conhecida como dendrítica, (do grego *dendron* que

significa árvore). As ramificações primárias crescem na direção cristalográfica preferencial da estrutura cristalina, já os braços dendríticos secundários formam-se nas proximidades das pontas das dendritas e com poucas ramificações uniformemente espaçadas. (GARCIA, 2001, p.214).

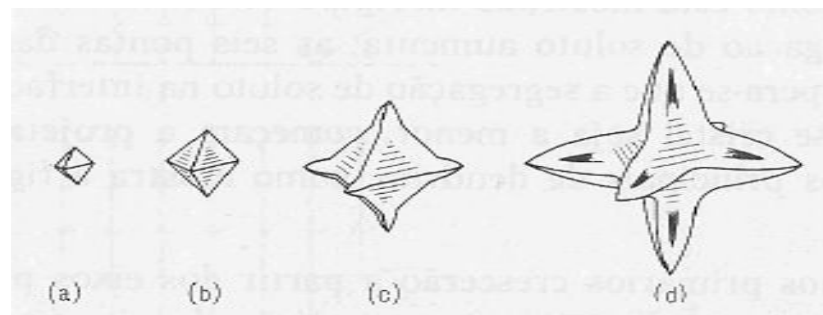
Podemos observar a formação dos eixos principais da dendrita na Figura 3.

Figura 2- Representação esquemática de uma microestrutura de solidificação



Fonte: GARCIA (2001).

Figura 3- Processo de formação dos eixos principais de dendrita a partir de um cristal de forma octaédrica: (a) pequeno cristal; (b) crescimento uniforme do cristal; (c) e (d) crescimento dos ramos dendríticos



Fonte: (OHNO, 1988)

3.2 Tratamento Térmico

As estruturas como as brutas de fusão, a encruada e outros, obtidas a partir de altas temperaturas em condições variáveis de velocidade de resfriamento, conferem características mecânicas que podem se afastar dos valores considerados normais, com isso, temos o tratamento térmico que corresponde a uma junção de operações de aquecimento e resfriamento onde os aços são submetidos sob condições controladas de temperatura, tempo, atmosfera e velocidade de esfriamento, com o objetivo de modificar, em maior ou menor escala, a estrutura dos aços, suas propriedades ou conferir algumas características determinadas. Geralmente, muitos aços de baixo e médio carbono são usados em condições de trabalho a quente, nos estados forjados e laminados. (CHIAVERINI, 2008).

Dentre diversos objetivos dos tratamentos térmicos, podem ser citados como exemplos (CHIAVERINI, 2008):

- remover tensões residuais;
- melhora da ductilidade;
- melhorar a usinabilidade;
- aumento ou diminuição da dureza;
- aumento ou diminuição da resistência mecânica;
- melhora da resistência ao desgaste;
- melhora das propriedades de corte;
- melhora da resistência ao calor;
- melhorar resistência à corrosão.

Em geral, a melhora de uma ou mais propriedades, diante algum tipo de tratamento térmico é obtido perante prejuízo de outras características, sendo necessário que o tratamento seja escolhido de forma criteriosa, para que inconvenientes sejam reduzidos. (CHIAVERINI, 2008).

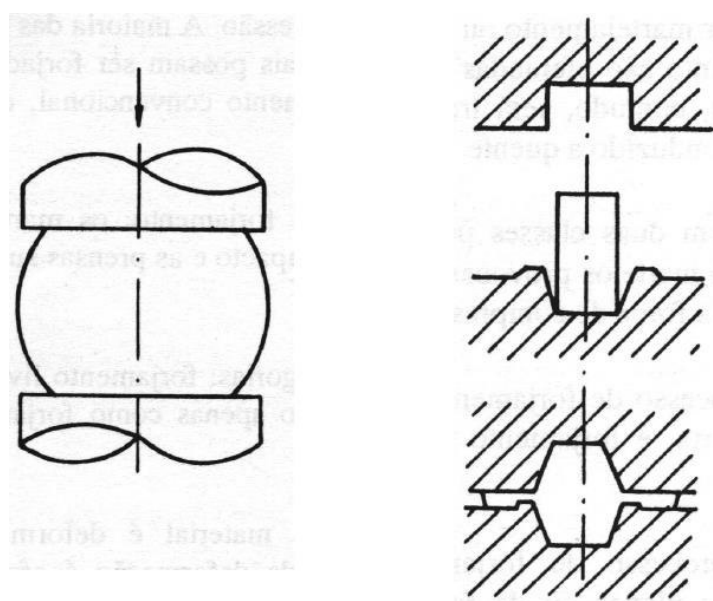
3.3 Forjamento

Forjamento é a transformação dos metais na qual se obtém uma forma desejada da peça por martelamento ou aplicação gradativa de uma pressão. Esta é a mais antiga arte

de transformação de metais, sendo a sua origem ligada a época primitiva dos primeiros ferreiros. (DIETER, 1988).

No forjamento, existem duas classes principais de equipamentos: os martelos e as prensas. Os martelos causam deformação do metal pelo impacto e as prensas submetem o metal a uma compressão, à baixa velocidade. Os equipamentos são utilizados nos processos de forjamento que se subdivide em duas categorias, sendo elas o forjamento livre (matriz aberta) ou forjamento em matriz (matriz fechada). (BRESCIANI, SILVA, 2011).

Figura 4 - Representações esquemáticas dos processos de forjamento



(a) FORJAMENTO LIVRE

(b) FORJAMENTO EM MATRIZ

Fonte: (BRESCIANI, SILVA, 2011).

No processo de forjamento livre, Figura 4a, o material é deformado entre ferramentas planas ou de formato simples. O processo de deformação é efetuado por compressão direta e o material escoar no sentido perpendicular à direção de aplicação da força procurando o caminho com menor barreiras. Esse processo é usado geralmente para grandes peças, ou quando o número a ser produzido é pequeno não compensando a confecção de matrizes. Geralmente, o forjamento livre é usado para pré-conformar a peça para forjamento em matriz. (BRESCIANI, SILVA, 2011). A compressão axial de amostras, resultam em um efeito de barril e uma distribuição heterogênea de deformação plástica ocorre, quando há atrito entre a amostra e as placas que aplicam a força compressiva, como exemplificado na Figura 4a. (SHIRZADI, 2008).

No forjamento em matriz, Figura 4b, o material é deformado entre duas metades de matrizes, que fornecem a forma desejada à peça. A deformação ocorre sob alta pressão em uma cavidade fechada e, assim, se obtém peças forjadas com tolerâncias dimensionais mais estreitas. É necessário um grande volume de produção de peças para justificar as matrizes de elevado custo. É importante, nesse processo, utilizar material em quantidade suficiente de modo que a cavidade da matriz seja completamente preenchida. (BRESCIANI, SILVA, et al., 2011).

Diversos metais e ligas metálicas podem ser forjados, as principais formas iniciais para utilizar o forjamento são os metais fundidos e os metais laminados, sendo o metal laminado o mais indicado por possuir uma estrutura mais homogênea. (BRESCIANI, SILVA, et al., 2011).

Existem 3 tipos de martelos de forjamento: martelo de queda livre, martelo de dupla ação, martelo de contra-golpe. O martelo de queda livre consiste de uma base que suporta colunas, nas quais são inseridas as guias do suporte da ferramenta, e um sistema para a elevação da massa cadente até a altura desejada. (BRESCIANI, SILVA, et al., 2011).

O trabalho máximo produzido pela massa cadente é a capacidade nominal do martelo. Esse trabalho, que pode ser transmitido ao metal, depende basicamente do peso do sistema cadente e da velocidade final no momento do início do impacto. (BRESCIANI, SILVA, et al., 2011).

Sendo: T = trabalho fornecido pelo sistema cadente (J)

Q = peso do sistema cadente (N)

H = altura máxima da queda (m)

m = massa do sistema cadente (kg)

V = Velocidade do instante do impacto (m/s)

g = aceleração da gravidade (m/s^2)

O trabalho que pode ser transmitido (ou energia de golpe) é expresso através da energia cinética disponível imediatamente antes do início do impacto, expresso pela equação:

$$T = \frac{mV^2}{2} = \frac{QV^2}{2g} \quad (1)$$

Para a queda livre:

$$V = 2gH \quad (2)$$

Logo, a capacidade nominal do martelo é dada pela expressão:

$$T = Q.H \quad (3)$$

Esse tipo de equipamento é limitado pela massa do martelo e pela altura máxima de elevação da massa, embora alguns equipamentos tenham a capacidade de meios para se variar a magnitude de massa cadente. (BRESCIANI, SILVA, 2011).

Para o forjamento a quente, o metal precisa ser aquecido a uma temperatura que lhe confira elevada plasticidade, dito isto, é interessante aquecer o metal a altas temperaturas, pois sua forjabilidade aumenta com o aumento desta. O perigo do superaquecimento, no entanto, é um fator limitante para esse aumento. (BRESCIANI, SILVA, 2011).

Para obter peças com qualidade, o processo necessita ser completado a uma temperatura definida para cada tipo de aço, realizar a temperaturas abaixo da temperatura estabelecida de 700 a 900°C não é recomendado, porque o material fica encruado e a peça sujeita a fissuramento, mesmo que o encruamento possa ser eliminado por recozimento, porém, as fissuras não serão. Os intervalos de forjamento dos aços estão indicados na Tabela 1. (BRESCIANI, SILVA, 2011).

Trincas superficiais podem ocorrer em virtude de deformação superficial excessiva em temperaturas muito baixas ou como resultado da fragilidade a quente. (DIETER, 1988).

Tabela 1 - Faixa de temperatura para conformação a quente

<i>Material</i>	<i>Faixa de Temperatura (°C)</i>
Aço de baixo teor de C	900~1150
Aço de médio teor de C	850~1100
Aço de alto teor de C	800~1050
Aço liga com Mn ou Ni	850~1100

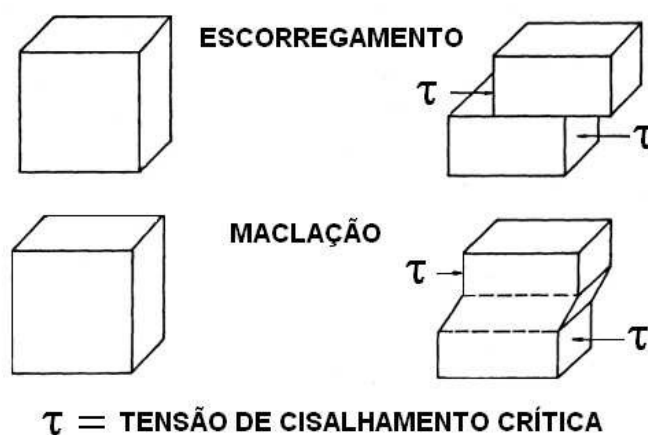
Fonte: BILLIGMANN, 1979, p77 (adaptado)

Caso a deformação durante o forjamento estiver limitada às camadas superficiais, um lingote de estrutura dendrítica irá se fragmentar nessas condições. A penetração incompleta pode ser facilmente detectada por macrografia na seção transversal da peça. O exame por um ataque profundo para segregação, estrutura dendrítica e trincas é um procedimento usual de controle de qualidade com peças forjadas grandes. Para minimizar a penetração incompleta, o forjamento de peças com grandes seções transversais é normalmente executado em prensas de forjar. (DIETER,1988).

3.4 Deformação

Quando ocorre a solicitação mecânica de uma amostra metálica, atinge-se o limite de tensão de escoamento, iniciando um processo de deformação permanente ou plástica, onde existem dois mecanismos estruturais básicos que podem estar presentes no cristal durante o processo de deformação plástica: escorregamento e maclação. (BRESCIANI, SILVA, et al., 2011).

Figura 5 - Mecanismos de deformação plástica: escorregamento e maclação



Fonte: (BRESCIANI, SILVA, et al., 2011).

A deformação plástica corresponde ao movimento de grandes números de discordâncias, onde discordância é um defeito cristalino linear ao redor do qual existe um desalinhamento atômico. Todos os metais contêm algumas discordâncias que foram introduzidas durante o processo de solidificação. (CALLISTER,2008)

O escorregamento de discordâncias em planos cristalográficos definido é o mecanismo que rege a deformação nos aços convencionais, ocorrendo uma alteração na forma do metal sem mudar sua estrutura cristalina, enquanto as maclas resultam de deslocamentos atômicos produzidos a partir de forças mecânicas de cisalhamento

aplicadas, ocorrendo em um plano cristalográfico definido e em uma direção específica, onde ambos dependem da estrutura cristalina de discordâncias se movendo num plano preferencial. (CALLISTER, 2008)

3.5 Aços Alto Manganês

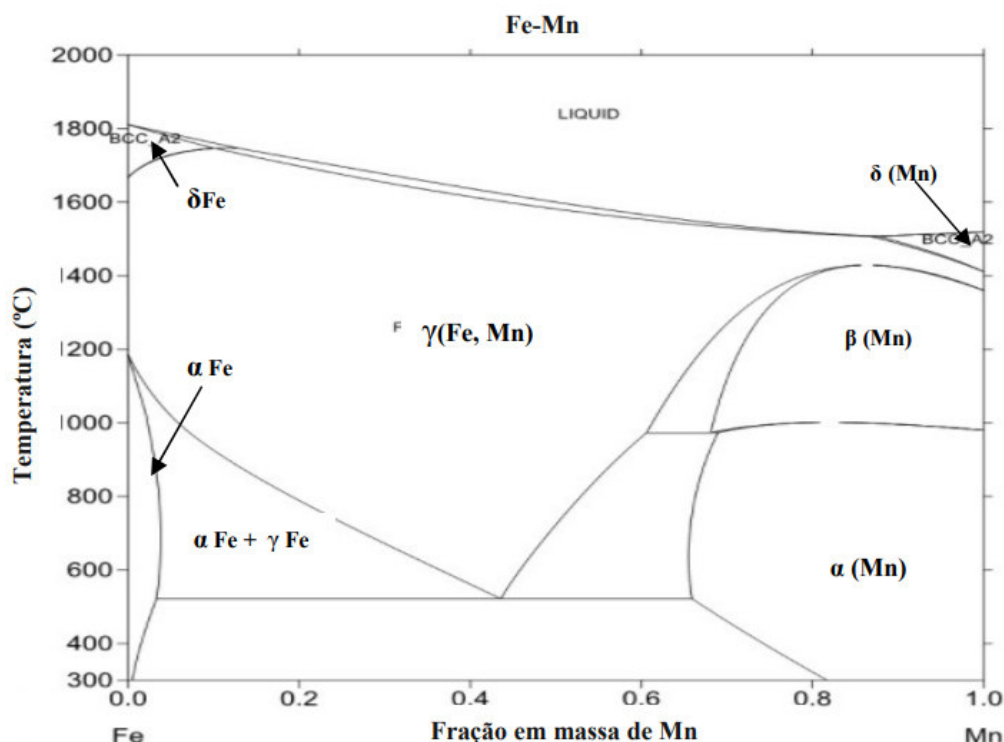
O aço alto manganês foi desenvolvido por Sir Robert Hadfield, em 1882, com uma composição inicial em torno de 1,2% de carbono e 12% de manganês, ficando conhecido como “aço Hadfield”, um aço de alta tenacidade e ductilidade, boa capacidade de endurecimento e resistência ao desgaste. Hoje em dia, é muito utilizado com variação de sua composição com o objetivo de melhorar algumas de suas propriedades e finalidades, (DE LAS CUEVAS *et al*, 2014) ganhando cada vez mais classificações e possuindo características diferentes dos aços Hadfield, que atualmente é considerado como aço com médio teor de Mn.

O manganês é um elemento estabilizador da austenita, onde expande o campo de γ , como podemos observar no diagrama ilustrado na Figura 6. Em muitos casos, possui funções semelhantes ao níquel que é um elemento mais caro. Em teores acima de 11%, o manganês estabiliza tanto a austenita, que se pode ter um aço austenítico à temperatura ambiente, além de promover a ductilidade aos aços. (SOUZA, 2006)

Os aços com elevado teor de Mn possuem mecanismos de aumento de plasticidade, podendo ocasionar o alcance de grandes deformações antes da fratura do material, possibilitando alcançar combinações de elevada resistência e ductilidade. Estes aços podem ser divididos em três tipos com base nos mecanismos de plasticidade (COOMAN, 2017):

- I. aços TWIP (*Twinning Induced Plasticity*) que apresentam formação de maclas quando submetidos à deformação;
- II. aços TRIP (*Transformation Induced Plasticity*) que apresentam transformação de fase quando submetida à deformação;
- III. aços SBIP/MBIP (*Shear Band ou Micro Band Induced Plasticity*) que apresentam banda de cisalhamento ou micro bandas de deformação.

Figura 6 - Diagrama de fases Fe-Mn



Fonte: Adaptado de Calphad (2014)

Uma das características metalúrgicas das ligas de aço alto Mn é a presença de fases metaestáveis como a martensita ϵ e a martensita alfa linha (α'), elas são formadas a partir de condições de resfriamento fora do equilíbrio a partir da fase austenítica. A martensita α' pode ter estrutura CCC ou tetragonal de corpo centrado (TCC), isso dependerá do teor de carbono. Já a martensita ϵ possui estrutura hexagonal compacta (HC). Além da formação da martensita, maclas podem ser formadas com a aplicação de tensão no material.

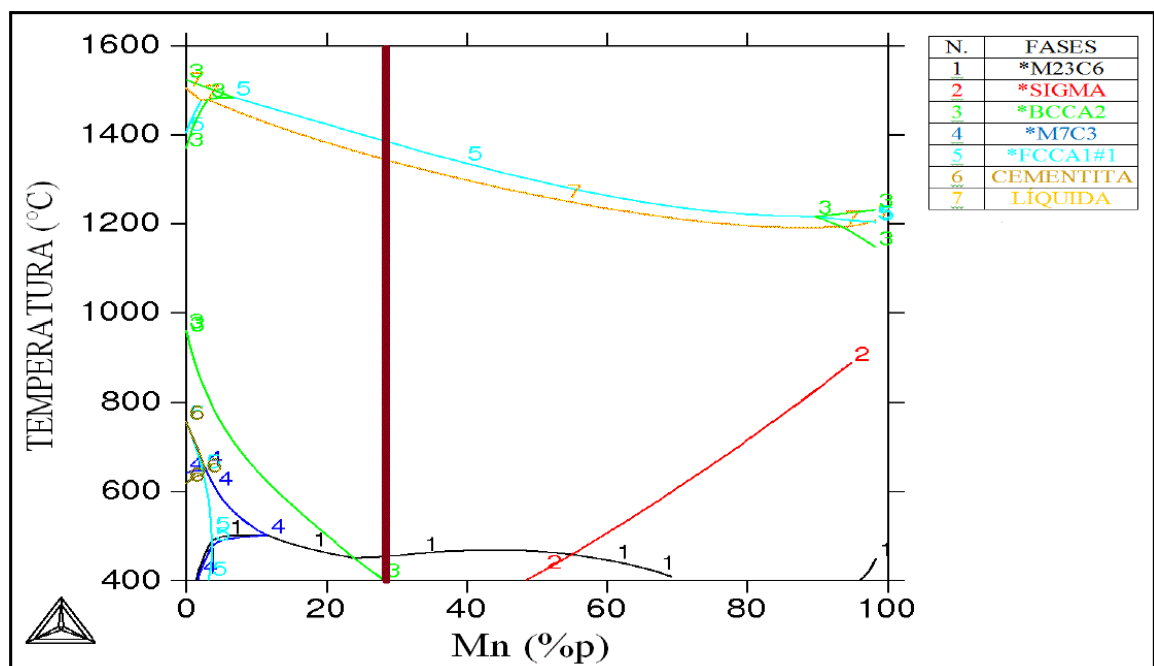
3.5.1 Simulação Termodinâmica

A realização da simulação termodinâmica é importante para podermos observar o estado de equilíbrio de sistemas, beneficiando particularmente o desenvolvimento de novas ligas (AGRE, 2008). Para a análise, é inserida a composição química do material fundido para realizar simulações utilizando o programa comercial *Thermo-Calc*® (banco de dados TCFE6) construído conforme o protocolo CALPHAD (*Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry*), visando promover a termodinâmica computacional através do desenvolvimento de modelos para representarem as propriedades

termodinâmicas para as várias fases permitindo a predição das propriedades dos sistemas multicomponentes a partir de subsistemas binários e ternários.

Com a confirmação da composição química do aço alto Manganês pesquisado, com base na plotagem do gráfico de diagrama de fases do sistema em equilíbrio de FeMnSi realizado por (LIMA, 2018) utilizando o *Thermo-Calc®*, apresentado na Figura 7. A linha marrom, traçada verticalmente entre as composições 20-40%pMn, representa a composição da liga Fe27Mn1Si.

Figura 7 - Diagrama de fases do Sistema FeMnSi.



Fonte: Lima, M. N. S., 2018.

No diagrama é possível observar uma fase dominante, para composições entre 26-48%p e temperatura variando entre aproximadamente 470 e 1350°C, sendo ela a fase austenítica. (LIMA, 2018)

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 MATERIAIS

O material de estudo deste trabalho é uma liga com alto teor de Manganês (em torno de 27% percentagem em peso) no modelo Fe-C-Mn-Si. O material foi fabricado pelo processo de fundição centrífuga na empresa FAI (Fundição de Aço Inox) e foi fabricada em um formato de tubo com dimensões de 152x95x2100 mm. O material foi cortado pela própria empresa em seções com dimensões de 152x95x525 mm e doado ao Laboratório de Caracterização de Materiais da Universidade Federal do Ceará. A análise de composição química foi realizada no Laboratório de Caracterização de Materiais (LACAM) pelo método OES. A composição química da liga é dada conforme a Tabela 2 seguir.

Tabela 2 – Composição química do aço utilizado

Mn	C	Si	Ni	Cr	Fe	
27	0,027	1,0	0,19	0,41	Bal.	(%p.)

Fonte: elaborada pelo autor

4.2 ANÁLISE QUÍMICA

A composição química do aço Alto Mn foi previamente analisada pelo fabricante e obtida pelo autor através da técnica Optical Emission Spectroscopy (OES). A análise química utilizando a técnica (OES) foi realizada no Espectrômetro de Emissão Óptica da marca *Shimadzu*, modelo PDA 7000. O equipamento está presente no LACAM.

4.3 FORJAMENTO

Com a confirmação da composição química do material, foi aproveitado a análise termodinâmica por já ter sido realizada por (LIMA, 2018) com a mesma composição, para a análise do material, suas possíveis microestruturas e com qual faixa de temperatura pode-se trabalhar.

As amostras foram cortadas e preparadas em pequenos cubos de aproximadamente 15x15x10mm para seguirem procedimento de forjamento a quente que foi realizado no Laboratório de Ensaios Mecânicos da Universidade Federal do Ceará (LEM-UFC), com o auxílio de um forno elétrico Mufla da marca EDG modelo 3P-S que

aqueciam as amostras a uma temperatura de 1000°C, devido trabalhos anteriores (LIMA, 2018) não conseguirem realizar a quebra da estrutura dendrítica com temperaturas inferiores a 1100 °C e por tempo menor. Com a redução de temperatura para o experimento, foi escolhido um tempo maior de tratamento térmico, por um período de 2 horas.

Após o tempo de tratamento térmico, o forjamento foi realizado com um cilindro de aço com a massa de 1,5kg, sendo guiado por um cano de PVC de 1metro de altura em direção a peça que foi retirada do forno e colocada em cima de um cilindro mais largo de aço, servindo como apoio para ocorrer à compressão da queda livre do cilindro menor. Quando o forjamento ocorre, a peça a quente perde temperatura para o peso que o impacta e para o ambiente, então com esse resfriamento, a amostra era posta novamente no forno, contando com uma pequena espera de tempo para aquecê-la e em seguida, continuar com o forjamento.

Foram realizados o forjamento de 8 amostras, com diferentes quantidades de quedas do cilindro guiado, tendo os valores de 20, 30, 40, 50, 60, 70, 80 e 90 quedas respectivamente, onde a nomeação das amostras ficaram como 20M, 30M, 40M, 50M, 60M, 70M, 80M e 90M, com o M, indicando a quantidade de quedas induzidas nas peças.

4.4 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

Após o trabalho à quente das amostras, algumas peças, devido ao tamanho da redução de altura foram embutidas em baquelite, para ser possível a preparação metalográfica. Em seguida foram realizados os procedimentos de lixamento, polimento e polimento eletrolítico.

No lixamento, foram utilizadas lixas de granulometria de 100, 220, 320, 400, 600 e 1200 mesh respectivamente, e em seguida polidas com Alumina de 1µm, com as amostras possuindo uma característica de serem de difícil preparação, foi necessário um posterior polimento eletrolítico, com solução de (50ml de Etanol + 25ml de H₃PO₄+ 25 ml de Glicerol) com um contra eletrodo de platina e uma fonte de corrente/tensão com valores de 5 A de corrente e 18V de tensão por um período de 60 a 90s, dependendo do estado da amostra devido ao polimento anterior.

O ataque químico foi realizado com uma solução de Nital 2% (2 mlHNO₃+ 98 ml Álcool Etílico), durante um tempo de 15 a 20 segundos para serem observadas as dendritas do seu estado bruto de fusão e sendo possível também a visualização da martensita ε.

Posterior a preparação metalográfica, todas as amostras foram analisadas com o auxílio de um microscópio ótico Zeiss e software Axiovision com o intuito de observar se o rompimento do estado bruto de fusão ocorreu.

4.5 ENSAIO DE DUREZA

As medidas de dureza foram realizadas no LEM-UFC, no durômetro Brinell em todas as amostras, utilizando o indentador de 2,5mm com uma carga de 187,5 kgf durante 10 segundos, baseado na norma MERCOSUR NM ISSO 6506-1, sendo realizados em todas as amostras, sendo cinco impressões distribuídas em cada, na região superficial que sofreram diretamente o impacto no centro da superfície da peça.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Forjamento à Quente

O metal para ser forjado foi submetido a tratamento térmico para lhe conferir uma homogeneização e para conferir uma elevada plasticidade para aumentar a sua forjabilidade por um período de 2 horas anterior ao forjamento. Todas as amostras foram submetidas as mesmas condições do tratamento térmico.

5.1.1 Cálculo da Energia

O peso livre e o cano de PVC foram necessários para se ter uma padronização de energia cinética fornecida a peça em cada queda do peso livre e com isso ter uma noção de energia recebida pela amostra.

Com o peso de 1,5 kg em queda numa altura de 1m, substituindo essas variáveis nas equações 1 e 2, o Trabalho fornecido ficou medido com aproximadamente 288,52 J para cada queda do peso livre. Na tabela 3, vemos as energias utilizadas em cada condição.

5.1.2 Redução de Altura da peça forjada

Com a realização da conformação nas amostras, as reduções das alturas obtidas podem ser observadas na Tabela 3.

Tabela 3 – Energia e Redução de altura das amostras forjadas

Amostras	Energia (J)	Reduções (%)
20M	5.770,2	47,37
30M	8.655,3	66,87
40M	11.540,8	67,10
50M	14.425,5	69,51
60M	17.310,6	70,12
70M	20.195,7	76,84
80M	23.080,8	80,51
90M	25.965,9	89,73

Fonte: autor, 2019.

5.3 Caracterização

As microestruturas das amostras do aço alto Mn foram caracterizadas por microscopia ótica (MO), analisando o estado bruto de fusão e a microestrutura formada devido à conformação a quente do metal.

5.3.1 Estrutura Bruta de Fusão

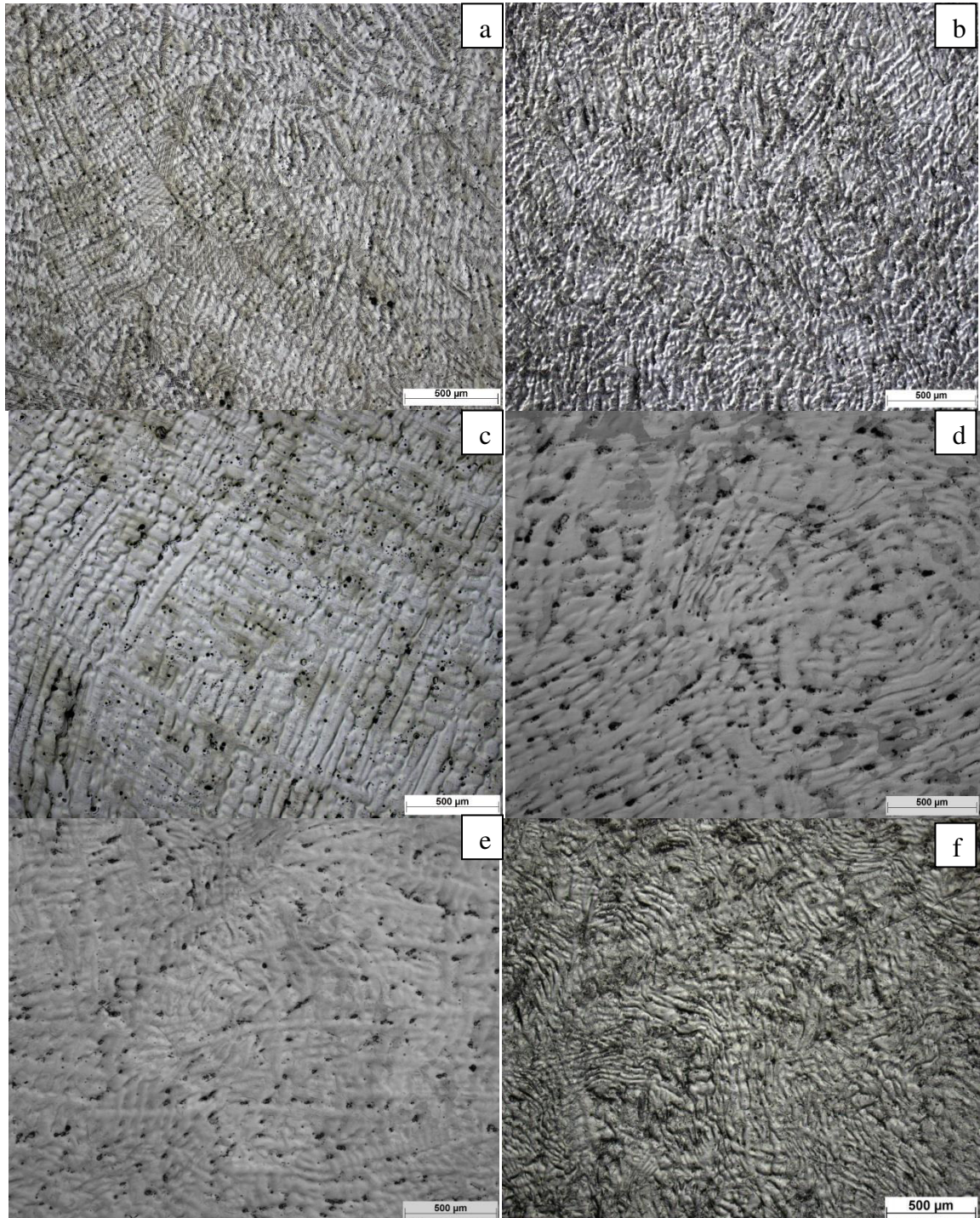
A formação e o crescimento das dendritas se dão durante a solidificação dos metais, podemos visualizar na Figura 8a o estado bruto de fusão da amostra como recebida. Observando as micrografias presentes na figura 8, nota-se microporosidades que tiveram um favorecimento no seu surgimento referente à solidificação das dendritas, provenientes do processo de fabricação, onde foi apresentada uma contração volumétrica elevada na solidificação e zonas pastosas maiores, já que um comprimento dendrítico maior implica em canais interdendríticos com um maior alongamento e mais tortuosos. (LIMA, 2018).

Comparando regiões semelhantes, a amostra 20M (Figura 8b) demonstra ter juntado mais a estrutura bruta de fusão com uma redução de 47,37% na altura, mostrando uma diferença maior das reduções apresentadas nas amostras de 30M, 40M e 50M, com as respectivas reduções 66,87%, 67,10%, 69,51%.

Nas condições das amostras 30M, 40M E 50M (Figura 8c, 8d, 8e, respectivamente) observamos que elas demonstram uma morfologia onde as dendritas possuem espaços interdendríticos maiores, como se a deformação causada pelo peso livre espalhasse mais a estrutura dendrítica. Porém, a amostra 60M, mesmo com a redução da altura de 70,12%, sendo ela bem próxima das reduções das amostras 30M, 40M e 50M (ver Tabela 3), não aparenta possuir mais a estrutura bruta de fusão, e sim uma estrutura ondulada, apresentando um emaranhado de “linhas” como mostra a Figura 8f.

Nota-se também a presença de possíveis carbonetos e principalmente pites, que devido a rápida reação do Mn com o meio, forma óxidos nas amostras.

Figura 8 - Microestrutura das amostras (a) Como Recebida; (b) 20M ;(c) 30M (d) 40M (e) 50M (f) 60M. Aumento de x50. Ataque Químico: Nital 2%

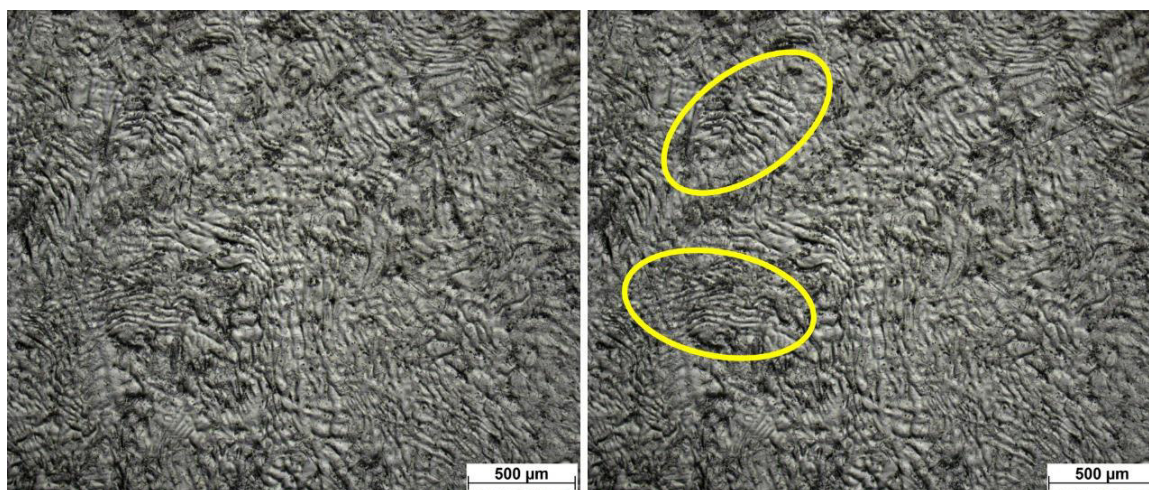


Fonte: autor, 2019.

Dieter (1988) fala que a deformação produzida pelo forjamento resulta num certo grau de direcionalidade da microestrutura nas quais segundas fases e inclusões são orientadas paralelamente à direção de maior deformação. Quando se observa a microestrutura macroscopicamente, ela aparece como linhas de escoamento ou estrutura fibrosa.

Na condição citada anteriormente, podemos observar que de fato a amostra 60M, apresentada na Figura 9, apresenta uma formação fibrosa, decorrente da deformação, onde não apresenta uma única orientação ao longo da amostra, entretanto, ocorre em blocos de várias camadas com a mesma orientação como mostrado indicado na Figura 9.

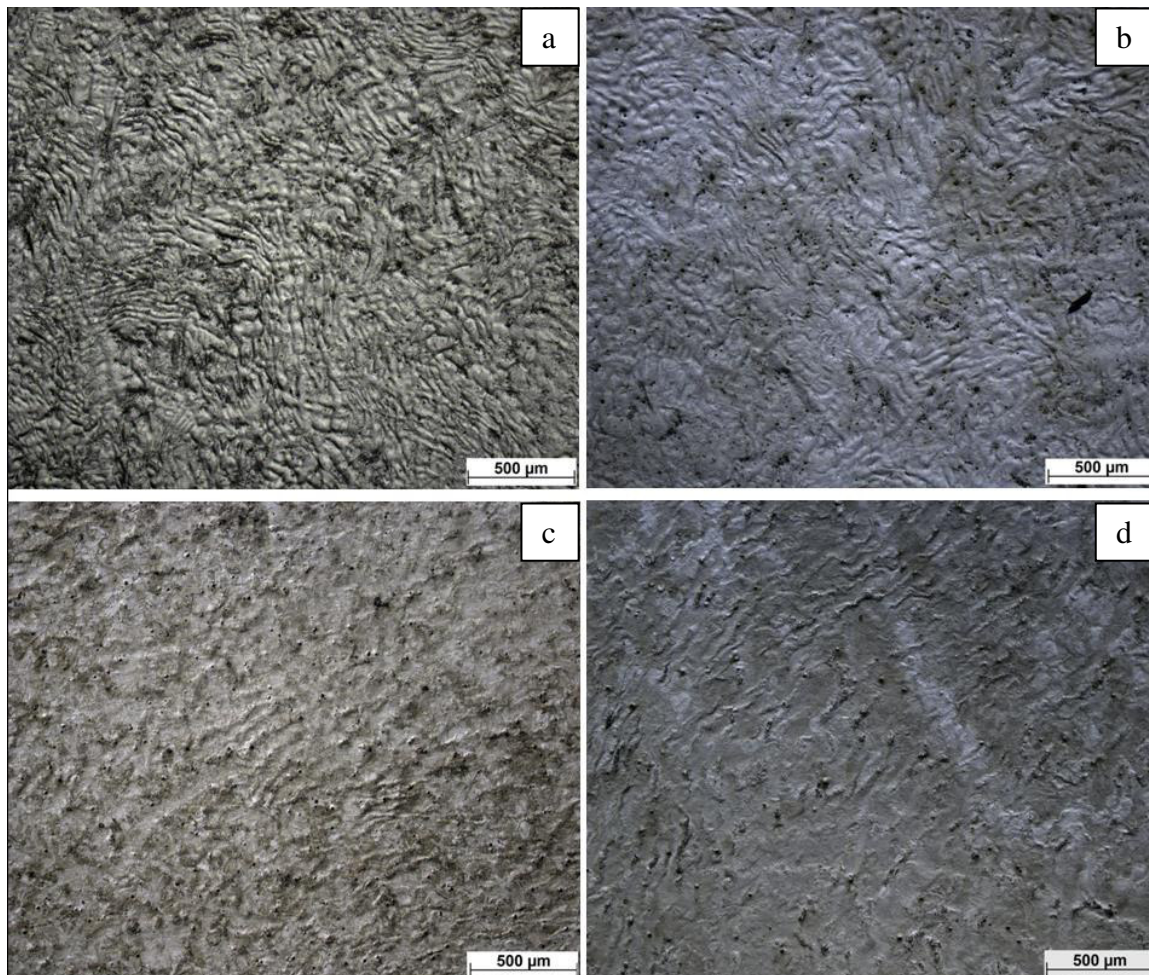
Figura 9 - Microestrutura da amostra 60M. Aumento de 50x. Ataque Químico: Nital 2%.



Fonte: Autor, 2019.

A estrutura ondulada apresentada na amostra 60 M também se faz presente também nas amostras 70M, 80M e 90M (ver Figura 10), porém, podemos observar que a diferença se encontra nas linhas de deformação, aparentando estarem cada vez mais afastadas umas das outras.

Figura 10 - Micrografia ótica das amostras (a) 60M; (b) 70M; (c) 80M e (d) 90M. Aumento de x50 e ataque químico: Nital 2%.



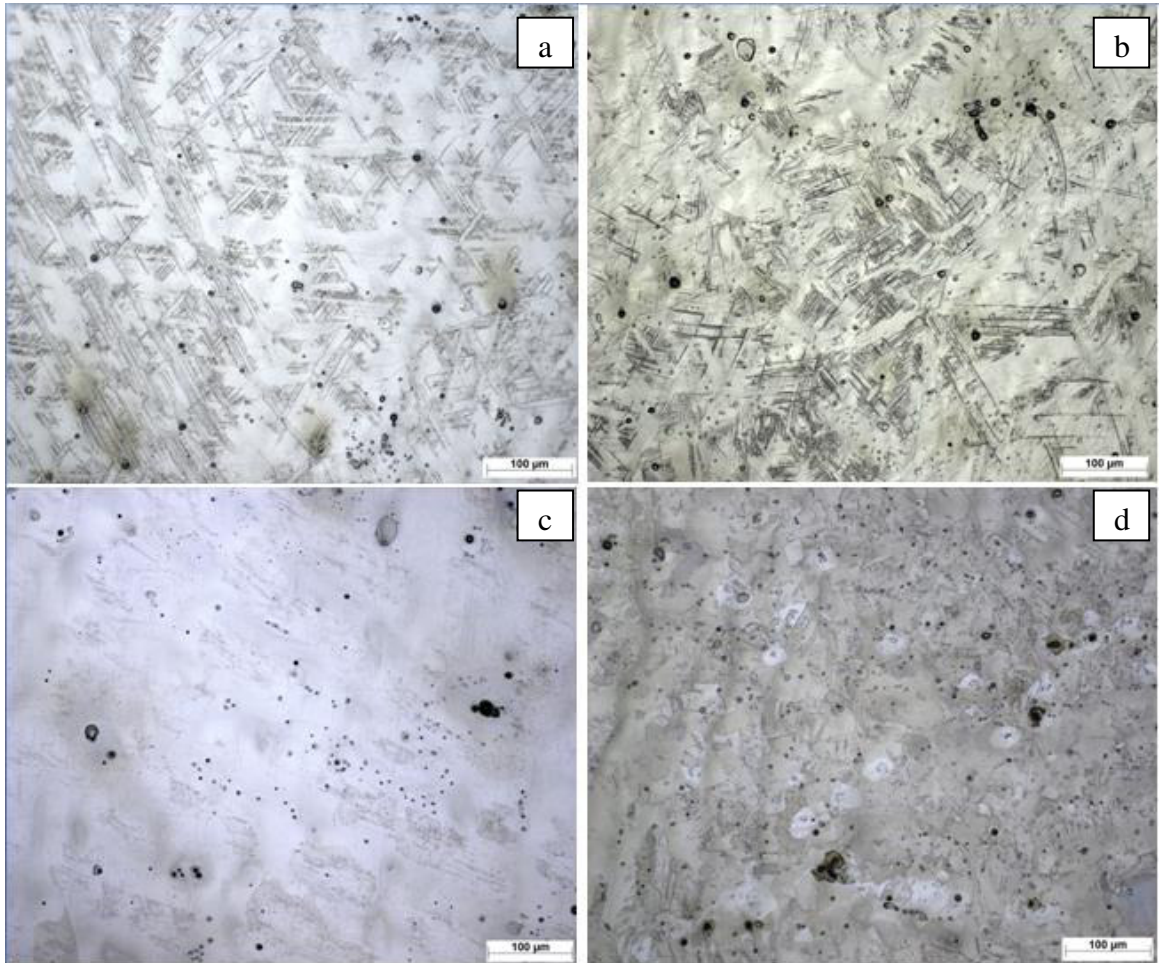
Fonte: autor, 2019.

5.3.2 Microestrutura

A microestrutura da amostra como recebida (Figura 11a) nota-se a presença da fase Martensita- ϵ , apresentadas em ripas, e porosidades, que se apresentam em grande número, provenientes do processo de fundição centrífuga, com a ausência dos contornos de grão da fase da austenita.

Os pacotes de Martensita- ϵ no espécime como recebida (Figura 11a) apresenta certo grau de organização, possivelmente devido ao resfriamento do processo de fundição centrífuga, diferentemente da amostra 20M, onde os grupos de ripas estão de forma desordenada, explicada pela conformação causada no material.

Figura 11 - Microestruturas das amostras (a) como recebida; (b) 20M; (c) 30M; (d) 40 M. Aumento de x200. Ataque Químico: Nital 2%.



Fonte: Autor, 2019.

As amostras 30M e 40M (Figura 11c e 11d), também apresentam pacotes de Martensita- ϵ , porém não tão claramente demonstrados como nas amostras como recebida e a 20M.

Na Figura 12, observamos a diferença de estado da Martensita- ϵ onde uma amostra teve o processo de formação de martensita através do resfriamento (como recebida) e uma que sofreu a transformação martensítica através da conformação mecânica a quente (20M).

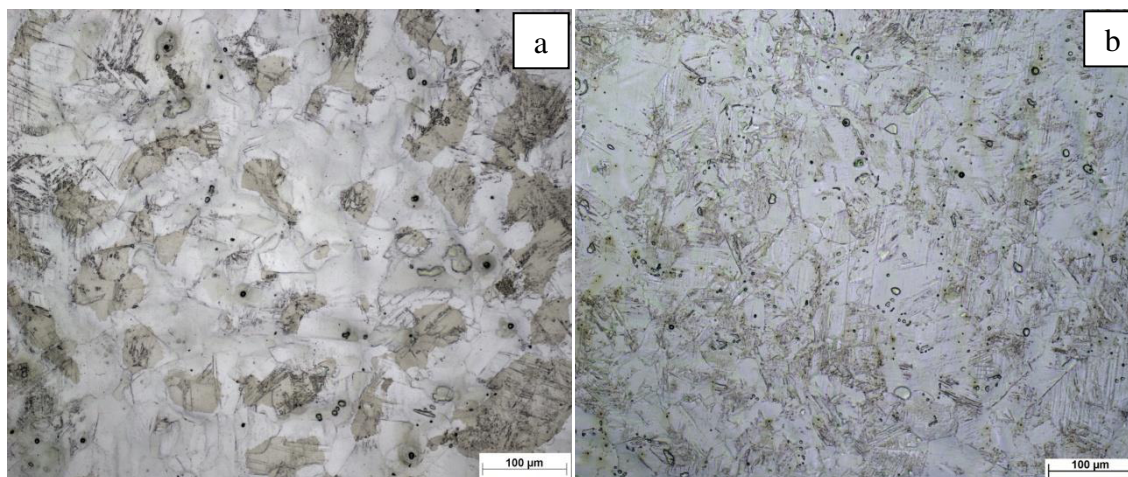
Figura 12 - Microestruturas das amostras (a) como recebida; (b) 20M; Aumento x500. Ataque Químico: Nital 2%.



Fonte: Autor, 2019.

As amostras 50M e 60M (Figura 13) começam a apresentar além da Martensita- ϵ , os contornos de grão da austenita, podendo ser possível também a visualização das maclas presentes no material.

Figura 13 - Micrografias das amostras (a) 50M e (b) 60M. Aumento x200. Ataque Químico: Nital 2%.

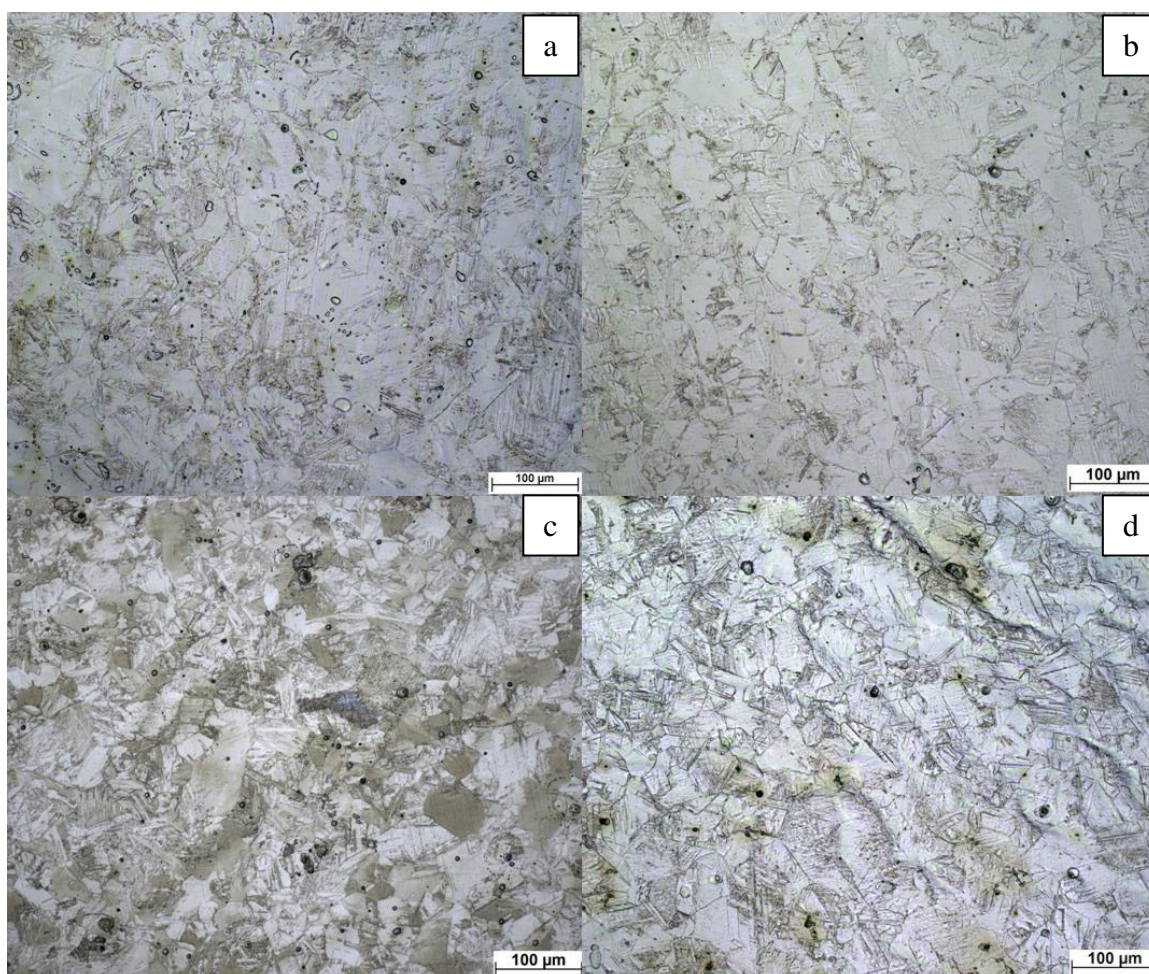


Fonte: Autor, 2019.

A formação de martensita durante a deformação plástica e maclas térmicas refina a matriz austenítica, além do que a quantidade de Martensita- ϵ aumenta com o aumento do grau de deformação e com a diminuição de temperatura de deformação, porém, na figura 14, as amostras 60M, 70M, 80M e 90M, obtiveram reduções na altura de 70,12%,

76,84%, 80,51% e 89,73%, respectivamente, e não há visivelmente uma evolução do refino da matriz da austenita e nem pode-se falar consideravelmente do aumento de quantidade de Martensita- ϵ visivelmente, devido as amostras no processo de conformação a quente, ir constantemente para o forno, para ser reauecido e o processo de deformação recomeçar.

Figura 14 - Micrografias das amostras (a) 60M (b) 70M (c) 80M (d) 90M. Aumento de x200. Ataque Químico: Nital 2%.

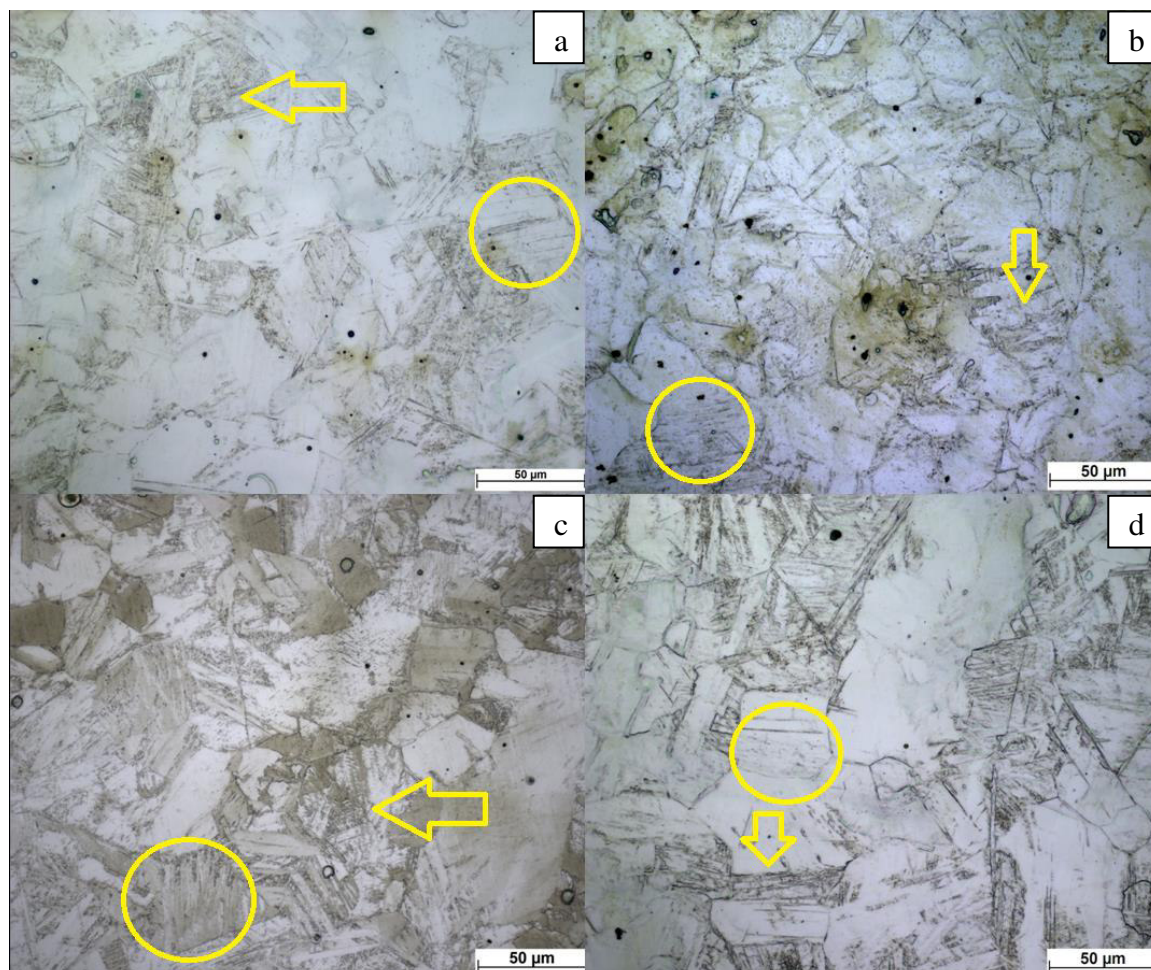


Fonte: Autor, 2019.

Segundo Padilha (2005), nos processos de conformação a quente, ocorrem várias alterações microestruturais simultâneas como encruamento, recuperação e recristalização. A temperatura elevada permite em um certo instante, que a quantidade de defeitos gerados seja compensada pela quantidade de defeitos eliminados.

Na Figura 15, mostra-se as presenças de Martensita- ϵ , indicado pelas setas, e de maclas, indicados pelos círculos, como são esperados para esse material.

Figura 15 - Microestruturas das amostras (a) 60M; (b) 70M; (c) 80M; (d) 90M; Aumento x500. Ataque químico: Nital 2%.



Fonte: Autor, 2019.

5.4 Medidas de Dureza

Os valores das medidas de dureza podem ser vistos na Tabela 4. Observa-se que as medidas de durezas se mantêm com valores bem aproximados que podem ser explicados pelo fato de que a partir do momento no qual a amostra resfriava pela conformação mecânica, ela era posta novamente no forno Mufla, a peça alcançava a temperatura de austenitização e com novamente uma posterior deformação por conformação, ocorria a transformação da austenita em Martensita ϵ e a formação de maclas na estrutura do material, sendo fator comum para as peças.

Tabela 4 – Valores de dureza Brinell para as amostras e as respectivas reduções de altura.

Amostras	Reduções (%)	Dureza Brinell (HB)
Como Recebida	-	203
20M	47,37	210
30M	66,87	207
40M	67,10	209
50M	69,51	208
60M	70,12	209
70M	76,84	209
80M	80,51	209
90M	89,73	208

Fonte: autor, 2019.

6 CONCLUSÃO

Observando a figura da simulação termodinâmica, o material apresenta uma matriz predominantemente austenítica, sendo que o material apresentou a presença da fase Martensita ϵ , uma fase metaestável, não prevista pelo Thermo-Calc.

A quebra da estrutura dendrítica após forjamento a quente ocorreu a partir dos valores obtidos da amostra 50M, porém, não sendo valores exatos, devido a erro térmico no controle do processo.

A microestrutura apresentou grãos austeníticos, Martensita- ϵ , maclas por tratamento térmico, microporosidades provenientes do processo de fabricação por fundição centrífuga, além de pites.

As amostras apresentaram valores aproximados da dureza, porque o endurecimento da Martensita- ϵ é causado pelo teor de carbono, como o teor indicado é baixo, a dureza não é elevada.

REFERÊNCIAS

- AGRE, J. **Thermodynamic and kinetic modeling of stainless steels past and future trends**. The Swedish Steel Producers' Association, Organizer. Proceedings of the 6th European Stainless Steel Conference, 2008. 245-52 p.
- BILLIGMANN, J.; FELDMANN, H.D., **Estampado y Prensado a Maquina**, Reverte, Barcelona, 1979.
- BRESCIANI, E. **Conformação Plástica dos Metais**. 6^a. ed. Campinas: Unicamp, 2011.
- CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**. 7^a edição, São Paulo, Associação Brasileira de Metais, 2008.
- COOMAN, B. C. DE. **High Mn TWIP steel and medium Mn steel. Automotive Steels**, [s.l.], p.317-385, 2017. Elsevier. <http://dx.doi.org/10.1016/b978-0-08-100638-2.00011-0>
- DE LAS CUEVAS, F. **Propiedades mecánicas a tracción y mecanismos de endurecimiento de un acero TWIP a altas velocidades de deformación: relacion de HallPetch**. Revista de Metalurgia, São Sebastião – Espanha, n.31, p. 50, out-dez. 2014.
- DIETER, G. E. **Mechanical Metallurgy**. 3^a. ed. Singapore: McGraw-Hill Book, 1988.
- DOBZANŃSKI, 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.
- DOS SANTOS, **Transformações de fases em materiais**. Editora Unicamp, 2006. ISBN 8526807145. 2006.
- LIMA, M. N. DA S. L. **Microestrutura, Corrosão e Propriedades Mecânicas de um Aço com Alto Teor de Manganês (27%p) para Aplicações Criogênicas**. Fortaleza: Universidade Federal do Ceará, 2018
- OHNO, A. **Solidificação dos metais**. São Paulo, SP: LCTE, 1988.
- PADILHA, A.F. **Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura**. 3. ed. rev. e ampl. São Paulo, SP: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005. 135p. il. ISBN 858677880.
- SHIRZADI, A. A.. **Bainite orientation in plastically deformed austenite**. International Journal Of Materials Research, [s.l.], v. 100, n. 1, p.40-45, jan. 2009. Carl Hanser Verlag. <http://dx.doi.org/10.3139/146.101789>.
- SOUZA, S. A. **Composição Química dos Aços**. 1^a Edição, São Paulo, Edgar Bluncher, 2006.
- UMANTSEV, A. **Thermal Effects of Phase Transformation. Field theoretic Method in Phase Transformations**: Springer, p. 201-244. ISBN 1461414865. 2012