



UNIVERSIDADE FEDERAL RURAL DO SEMI-ÁRIDO
DEPARTAMENTO CENTRO DE ENGENHARIAS
CURSO ENGENHARIA MECÂNICA

EDUARDO EMANUEL DE LIMA PEREIRA

**CARACTERIZAÇÃO DE AÇOS MARAGING LIVRES DE COBALTO
PRODUZIDOS POR METALURGIA DO PÓ**

MOSSORÓ/RN
2019

EDUARDO EMANUEL DE LIMA PEREIRA

**CARACTERIZAÇÃO DE AÇOS MARAGING LIVRES DE COBALTO
PRODUZIDOS POR METALURGIA DO PÓ**

Projeto de conclusão de curso apresentado a
Universidade Federal Rural do Semi-Árido –
UFERSA, campus Mossoró para obtenção do
título de graduado em Engenharia Mecânica.
Orientador: Prof Dr. Manoel Quirino da Silva
Júnior– UFERSA

MOSSORÓ/RN
2019

© Todos os direitos estão reservados a Universidade Federal Rural do Semi-Árido. O conteúdo desta obra é de inteira responsabilidade do (a) autor (a), sendo o mesmo, passível de sanções administrativas ou penais, caso sejam infringidas as leis que regulamentam a Propriedade Intelectual, respectivamente, Patentes: Lei nº 9.279/1996 e Direitos Autorais: Lei nº 9.610/1998. O conteúdo desta obra tomar-se-á de domínio público após a data de defesa e homologação da sua respectiva ata. A mesma poderá servir de base literária para novas pesquisas, desde que a obra e seu (a) respectivo (a) autor (a) sejam devidamente citados e mencionados os seus créditos bibliográficos.

P436c Pereira, Eduardo Emanuel de Lima.
Caracterização de Aços Maraging Livres de
Cobalto Produzidos por Metalurgia do Pó / Eduardo
Emanuel de Lima Pereira. - 2019.
41 f. : il.

Orientador: Manoel Quirino da Silva Júnior.
Coorientador: Manoel Quirino da Silva Júnior.
Monografia (graduação) - Universidade Federal
Rural do Semi-árido, Curso de Engenharia
Mecânica, 2019.

1. Aços Maraging. 2. Aplicações. 3.
Propriedades. 4. Influência. I. Júnior, Manoel
Quirino da Silva, orient. II. Júnior, Manoel
Quirino da Silva, co-orient. III. Título.

EDUARDO EMANUEL DE LIMA PEREIRA

**CARACTERIZAÇÃO DE AÇOS MARAGING LIVRES DE COBALTO
PRODUZIDOS POR METALURGIA DO PÓ**

Monografia apresentado à Universidade
Federal Rural do Semi Árido campus
Mossoró para a obtenção do título de
Bacharel em Engenharia Mecânica.

APROVADO EM: 27/03/2019

BANCA EXAMINADORA:



Prof. Dr. Manoel Quirino da Silva Júnior
Presidente



Prof. Dr. Francisco Edson Nogueira Fraga
Primeiro Membro

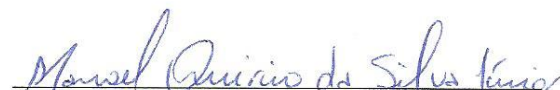


Prof. Dr. Francisco Evaristo Uchoa Reis
Segundo Membro

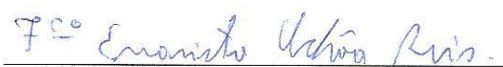
ATA DE DEFESA DE TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO

Às 15:45 horas do dia **13 de março de 2019**, na sala 25 do Centro de Engenharias, Campus Leste, reuniu-se a Banca Examinadora do Trabalho de Conclusão de Curso da aluna **EDUARDO EMANUEL DE LIMA PEREIRA**, aluno do curso de Engenharia Mecânica desta instituição, com o título **"CARACTERIZAÇÃO DE AÇOS MARAGING LIVRES DE COBALTO PRODUZIDOS POR METALURGIA DO PÓ"**. A Banca Examinadora foi constituída pelos professores: Dr. Manoel Quirino da Silva Júnior, Dr. Francisco Edson Nogueira Fraga e o professor Dr. Francisco Evaristo Uchoa Reis. Foram registradas as seguintes ocorrências: O trabalho foi apresentado pela discente e, em seguida, houve arguição por parte dos membros da Banca Examinadora. A defesa foi pública, e não houve a presença de outras pessoas. As sugestões de alterações textuais foram entregues a aluna, que se comprometeu em fazê-las na sua totalidade. Concluída a defesa, procedeu-se o julgamento pelos membros da Banca Examinadora, tendo o aluno obtido as seguintes notas: **5,0; 5,0; 5,0**. Apuradas as notas verificou-se que o **aluno foi aprovado com média geral 5,0; cumprindo as exigências para aprovação e integralização da atividade de Projeto de Conclusão do Curso II do Bacharelado em Engenharia Mecânica**. E para constar, eu, Manoel Quirino da Silva Júnior, presidente da Banca Examinadora e Orientador do aluno, lavrei a presente ata que, após lida e considerada conforme, segue assinada pelos professores membros da Banca Examinadora.

Mossoró, 13 de março de 2019


Prof. Dr. Manoel Quirino da Silva Júnior
Orientador / Presidente da Banca Examinadora


Prof. Dr. Francisco Edson Nogueira Fraga
Membro da Banca Examinadora


Prof. Dr. Francisco Evaristo Uchoa Reis
Membro da Banca Examinadora

RESUMO

Os aços maraging são materiais muito importantes e relevantes como alternativas para as mais diversas aplicações devido a sua junção de propriedades desejadas. Entretanto não são materiais baratos, e buscam-se alternativas para facilitar sua obtenção. O presente trabalho tem por objetivo a obtenção e caracterização de uma série de aços maraging, e para isso, analisou amostras de três tipos de aços maraging diferentes pertencentes à série T, sendo eles T-200, T-250 e T-300, que foram produzidas por metalurgia do pó. Foram utilizadas técnicas para a caracterização dessas amostras, sendo elas a microscopia, o ensaio de micro dureza e a difração de raios-x. Os resultados obtidos mostraram como a pressão de compactação e a temperatura de sinterização influenciaram no nível de porosidade das amostras, bem como na dureza média delas. Já a difração de raios-x mostrou que os difratogramas das amostras foram muito parecidos, quase idênticos.

Palavras Chave: Aços Maraging, Caracterização, Propriedades.

ABSTRACT

Maraging steels are very important and relevant materials as alternatives for the most diverse applications due to their combination of desired properties. However they are not cheap materials, and alternatives are sought to facilitate their obtaining. The aim of the present work was to obtain and characterize a series of maraging steels, and for that, analyzed samples of three types of different maraging steels belonging to the T series, being T-200, T-250 and T-300, which were produced by powder metallurgy. Techniques were used to characterize these samples, such as microscopy, microhardness test and x-ray diffraction. The results showed how the compression pressure and the sintering temperature influenced the porosity of the samples as well as their average hardness. The X-ray diffraction showed that the diffractograms of the samples were very similar, almost identical.

Keywords: Maraging Steel, Characterize, Properties.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Gráfico com os valores da tonelada do cobalto desde o início de 2018.....	13
Figura 2 – Gráfico comparando os preços dos elementos de liga normalmente utilizados nos aços maraging no início de 2019.....	14
Figura 3 – Difratoograma de um aço maraging obtido por um difratômetro.....	19
Figura 4 – Difratoograma do níquel, um dos elementos comumente encontrados nos aços maraging.....	20
Figura 5 – Amostras submetidas à temperatura de sinterização de 900°C.....	23
Figura 6 – Amostras submetidas à temperatura de sinterização de 1000°C.....	23
Figura 7 – Fotomicrografias das amostras do aço T-200 submetidas à temperatura de sinterização de 900°C com aumento de 200 vezes.....	25
Figura 8 – – Fotomicrografias das amostras do aço T-200 submetidas à temperatura de sinterização de 1000°C com aumento de 200 vezes.....	26
Figura 9 – Fotomicrografias das amostras do aço T-250 submetidas à temperatura de sinterização de 900°C com aumento de 200 vezes.....	27
Figura 10 – Fotomicrografias das amostras do aço T-250 submetidas à temperatura de sinterização de 1000°C com aumento de 200 vezes.....	28
Figura 11 – Fotomicrografias das amostras do aço T-300 submetidas à temperatura de sinterização de 900°C com aumento de 200 vezes.....	29
Figura 12 – Fotomicrografias das amostras do aço T-300 submetidas à temperatura de sinterização de 1000°C com aumento de 200 vezes.....	30
Figura 13 – Gráfico com os valores de dureza média das amostras.....	32
Figura 14 – Comportamento dos valores de micro dureza das amostras submetidas à temperatura de 900°C.....	32
Figura 15 – Comportamento dos valores de micro dureza das amostras submetidas à temperatura de 1000°C.....	33
Figura 16 – Gráfico com as durezas médias e seus respectivos desvios padrões.....	33
Figura 17 – Sobreposição dos difratogramas das amostras 1 e 2.....	35
Figura 18 – Sobreposição dos difratogramas das amostras 5 e 6.....	35
Figura 19 – Sobreposição dos difratogramas das amostras 11 e 12.....	36
Figura 20 – Difratoograma obtido a partir dos dados da amostra 12.....	36
Figura 21 – Difratoograma obtido a partir dos dados da amostra 4.....	37

Figura 22 – Difratoograma obtido a partir dos dados da amostra 1.....	37
Figura 23 – Difratoograma obtido a partir dos dados da amostra 5.....	38
Figura 24 – Difratoograma obtido a partir dos dados da amostra 14.....	38
Figura 25 – Difratoograma obtido a partir dos dados da amostra 17.....	39

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição normalmente encontrada nos aços maraging da série T.....	14
Tabela 2 – Pureza dos pós utilizados na produção das amostras.....	21
Tabela 3 – Composição das amostras em gramas.....	21
Tabela 4 – Valores para dureza média, desvio padrão e variância das amostras.....	31

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	9
2. OBJETIVOS.....	10
2.1. Objetivo Geral.....	10
2.2. Objetivos Específicos.....	10
3. JUSTIFICATIVA.....	10
4. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	11
4.1. Aços Maraging.....	11
4.2. Aços Maraging Livres de Cobalto.....	12
4.3. Tratamentos Térmicos em Aços Maraging.....	15
4.4. Metalurgia do Pó.....	15
4.5. Etapas do Processo de Metalurgia do Pó.....	16
4.5.1. Obtenção do Pó.....	16
4.5.2. Obtenção da Mistura.....	17
4.5.3. Compactação.....	17
4.5.4. Sinterização.....	18
5. METODOLOGIA.....	21
6. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	25
6.1. Análise Microscópica.....	25
6.2. Ensaio de Microdureza.....	31
6.3. Difração de raios-x (DRX).....	34
7. CONCLUSÃO.....	40
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	41

1. INTRODUÇÃO

No cenário atual em que o mercado se encontra, é muito importante a constante busca por desenvolvimento de novos materiais, onde a possibilidade de se obter um material com características superiores à concorrência é uma idéia bastante atrativa. Um material com características ótimas, englobando boa resistência mecânica, alta ductilidade e resistente a corrosão e a altas temperaturas, não é obtido facilmente, de forma que a busca por tais aços vem mostrando ser uma crescente já a algumas décadas. Nesse âmbito, os aços maraging são materiais que aparecem como uma excelente alternativa para ser adotado em diversas situações onde tais características são necessárias.

Trazendo um pouco do contexto histórico a respeito desses materiais, sabe-se que eles foram idealizados no século passado, como alternativa para algumas aplicações durante a segunda guerra mundial, onde os materiais normalmente adotados naquela época não se comportavam de maneira desejada para tais situações. A partir desse ponto, o estudo sobre esses aços foi crescendo vertiginosamente até os dias atuais, onde se busca cada vez mais aprimorar suas características com o menor custo possível, de forma a ser viável.

Sabendo disso, tem-se então a necessidade de buscar soluções a fim de baratear ao máximo o custo da produção desse material, o que reflete em manejos em sua composição química. Um dos elementos mais benéficos para se obter boas características nesses aços é o cobalto, pois sua presença garante boas propriedades mecânicas ao aço maraging a ser produzido. Entretanto, seu elevado custo, sendo ele atualmente o mais caro dentre os elementos comumente encontrados nesses materiais (METALARY, 2019), muitas vezes inviabiliza a adoção desses materiais quando os mesmos seriam ideais para determinada aplicação. Dessa forma, composições diferentes com a ausência de cobalto vêm sendo estudadas e desenvolvidas constantemente.

Já existem algumas séries de aços maraging sem cobalto em sua composição. Uma das séries mais conhecidas é a T, composta por T-200, T-250 e T-300. Esses materiais seguem o padrão de composição de aços maraging, apresentando níquel, molibdênio, titânio e ferro em suas composições. Entretanto as proporções desses elementos são manejadas de forma a tentar compensar a ausência do cobalto e tentar manter as propriedades mecânicas desejadas.

2. OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

Esse trabalho tem como principal objetivo, a obtenção e caracterização de um aço maraging livre de cobalto a ser obtido pelo processo de fabricação de metalurgia do pó.

2.2 Objetivos Específicos

- Determinar valores para pressão de compactação e temperatura de sinterização;
- Produzir amostras por meio de metalurgia do pó dos materiais escolhidos para serem analisados;
- Caracterização estrutural das amostras por DRX e microscopia;
- Caracterização das amostras por análise de micro dureza.

3. JUSTIFICATIVA

Tendo consciência da necessidade de cada vez mais buscar alternativas para simplificar e baratear o processo e o produto final em qualquer meio de produção, é de suma importância que se realizem atividades práticas para tentar achar opções que possam ser usadas de forma mais efetiva, de forma a tornar as mais diversas atividades mais dinâmicas e lucrativas possíveis.

Nesse âmbito, esse trabalho, que tem a finalidade de analisar aços maraging utilizando uma composição química mais acessível financeiramente e buscando propriedades aceitáveis, está em concordância com essa necessidade do mercado atual, onde se necessita ter o maior número de opções possíveis para se manter competitivo. Ele também tenta auxiliar o desenvolvimento da sociedade em geral, trazendo materiais de qualidades desejadas e cada vez mais acessíveis.

4. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

4.1. Aços Maraging

Os aços maraging tiveram sua concepção vislumbrada por volta da década de 50, quando, em meio ao cenário de guerra fria, buscavam-se alternativas para desenvolver as aeronaves e bombardeiros para que esses atingissem altas velocidades. Dentre os materiais utilizados naquela época, como o alumínio, nenhum deles era adequado a essa aplicação, por conta do aquecimento superficial causado pelo atrito entre a estrutura e o ar. Dessa forma, Fez-se necessário o desenvolvimento de um material que pudesse ser empregado nessa situação, onde nas décadas seguintes, foram desenvolvidas várias ligas com mistura entre elementos como titânio, cobalto e molibdênio (LOPES, 2007)

Esses materiais recebem esse nome devido a duas palavras: *martensite* e *aging* que deve ser traduzido e entendido como envelhecimento de martensita. São materiais que apresetam baixo teor de carbono, com cerca de 0,03%, sendo classificados como ligas de baixo carbono (LOPES, 2007). É possível aumentar a dureza e a resistência mecânica dos aços maraging através de tratamentos térmicos de envelhecimento, de forma a se obter um material aliando alta dureza e ductilidade (RODRIGUES, BERNARDI e OTUBO, 2014).

Dois dos maiores estudiosos sobre os aços maraging, sendo muito importantes para a composição padrão que se tem atualmente foram Floreen e Speich. Ambos estudaram o endurecimento por envelhecimento de liga compostas por níquel, ferro, cobalto, e um outro quarto elemento que foi alternado entre os elementos berílio, nióbio, silício, alumínio, manganês, titânio e molibdênio. Ao compararem-se os resultados dos experimentos dessas ligas quaternárias, comprovou-se que o cobalto provocava endurecimento por solução sólida com todos os elementos, exceto com o molibdênio, onde essa composição provocava um significativo aumento de dureza em virtude da diminuição de solubilidade desse elemento da matriz devido a presença do cobalto (CARVALHO, 2012)

Nas ligas 18%Ni-Co que contém também o cobalto, este age de forma a conferir uma boa tenacidade e um limite de escoamento elevado ao material. Proporções entre 6 a 9% de cobalto aumentam o limite de escoamento do material em cerca de 60MPa para cada por cento de cobalto (PADIAL, 1994)

Com relação a composição desses materiais, os aços maraging possuem um elevado teor de níquel, entre 10-30%, sendo comum o emprego de teores de 18% para aços das séries 200, 250, 300 e 350. Além do níquel, que está presente em alta quantidade, outros elementos também são comumente encontrados, principalmente alumínio, titânio e molibdênio, além do ferro (LOPES, 2007).

Os aços maraging normalmente apresentam uma microestrutura de martensita em forma de ripas com estrutura cúbica de corpo centrado. O tipo de fase para as ligas a base de ferro e níquel depende da quantidade do último. Durante o resfriamento realizado após o tratamento térmico, a austenita com estrutura cúbica de fase centrada transforma-se da estrutura martensítica cúbica de corpo centrado. Essa transformação não ocorre até que se atinja uma determinada temperatura alta o suficiente para que se obtenha uma estrutura totalmente martensítica a temperatura ambiente (CARVALHO, 2012).

4.2. Aços Maraging Livres de Cobalto

Até os anos 70, os estudos e experimentos visando obtenção de novos tipos de aço maraging estavam estagnados, mas quando o preço do cobalto começou a subir, voltou-se a pensar em novas alternativas, fazendo surgir uma nova família de aços maraging. Esses materiais tinham teor reduzido ou até mesmo ausência de cobalto. O teor de molibdênio também era reduzido, mas o de titânio aumentado, já que essa passa a ser o principal responsável pela obtenção de aços com níveis de limite de resistência similares aos aços com cobalto em sua composição (CARVALHO, 2012).

Além desse grande aumento no final dos anos 70, que motivou novas pesquisas em busca de novos materiais sem cobalto, um aumento recente também contribuiu para a busca de novas alternativas de aços maraging. Um crescente aumento dessa liga vinha ocorrendo desde 2017, em decorrência da crescente na produção de baterias de lítio para carros elétricos. O cobalto é um integrante chave na composição dessas baterias e a tonelada do cobalto, que havia fechado o ano de 2016 com cotação de US\$ 26.600,00, atingiu o valor de US\$ 81.500,00 no ano de 2017, batendo seu recorde desde então (ABPM, 2018).

É verdade que desde o meio do ano de 2018, o preço do cobalto tem caído bastante, principalmente nos últimos dois meses, como é possível ver pelo gráfico do histórico do preço do cobalto desde o início do ano passado:

Figura 1 – Gráfico com os valores da tonelada do cobalto desde o início de 2018



Fonte: TRADINGECONOMICS.COM

Apesar dessa queda brusca no preço da tonelada do cobalto, esse ainda é o elemento de liga mais caro dentre os comumente usados na composição dos aços maraging, estando custando cerca de US\$ 33.000,00 nesses primeiros meses de 2019. Analisando os preços dos demais, fica claro como esse material faz diferença em termos econômicos para a produção de aços maraging. O molibdênio, que é outro elemento importante usado em aços maraging aparece como segundo elemento de liga mais caro, tendo sua tonelada com preço por volta dos US\$ 26.000,00 no mesmo período analisado para o preço do cobalto. Depois aparece o níquel, com tonelada custando cerca de US\$ 10.000,00. Em seguida vem o titânio, com tonelada avaliada em US\$ 4.800,00, seguido pelo alumínio e o ferro, com preços bem abaixo dos três primeiros elementos (METALARY, 2019)

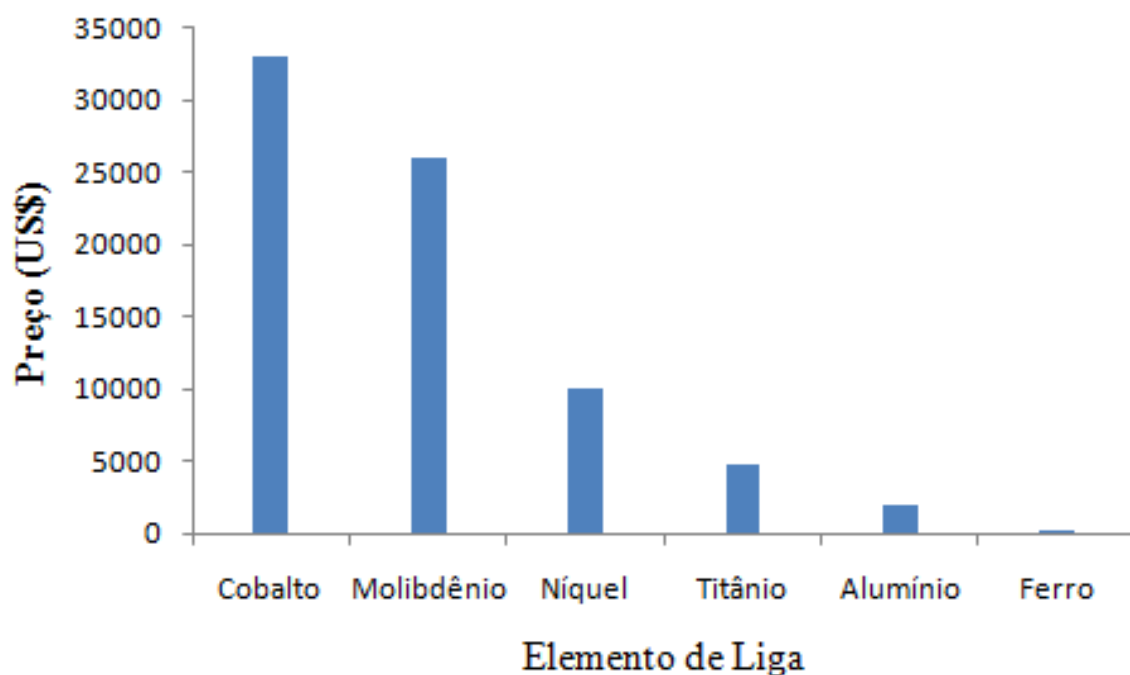
O aço adotado para o trabalho foi o da série T, que apresenta composição padrão para aços maraging, mas com a ausência do cobalto:

Tabela 1 – Composição normalmente encontrada em aços maraging livres de cobalto da série T.

	Cobalt Free		
	T-200	T-250	T-300
Aluminum, Al	0,1	0,1	0,1
Boron, B			
Carbon, C			
Cobalt, Co			
Iron, Fe	77,7	77,0	75,6
Manganese, Mn			
Molybdenum, Mo	3,0	3,0	4,0
Nickel, Ni	18,5	18,5	18,5
Phosphorous, P			
Sulfur, S			
Silicon, Si			
Titanium, Ti	0,7	1,4	1,9
Zirconium, Zr			
Hardness, RC	44	51	55
ULTIMATE, MPa	1448	1793	1999
YIELD, MPa	1413	1758	1965
Elongation at Break,	13	11	10
Reduction of Area, %	68	50	53

Fonte: LOPES, 2007

Figura 2 – Gráfico comparando os preços dos elementos de liga normalmente utilizados na composição dos aços maraging no início de 2019.



Fonte: Autoria Própria

4.3. Tratamentos Térmicos em Aços Maraging

O ciclo padrão, que é o mais comumente observado durante a fabricação de um aço maraging, apresenta alguns tratamentos térmicos em seu processo, que são uma etapa de solubilização ou austenitização, que ocorre em uma temperatura um pouco superior aos 800 °C, sendo seguido por um resfriamento em ar; e também um processo de envelhecimento, que é característico desse processo, para conferir certo nível de tenacidade e ductilidade ao material, que é promovido a uma temperatura próxima aos 480 °C (CARVALHO, 2012).

Uma característica importante durante esses processos térmicos é a histerese térmica apresentada por esses materiais, apresentando diferenças de temperatura entre início e término dos tratamentos térmicos, gerando transformações metaestáveis durante as transformações de fase martensita e austenita (PADIAL, 1994).

4.4. Metalurgia do Pó

A metalurgia do pó é uma tecnologia que se baseia na prensagem de pós em moldes metálicos onde uma peça ou produto final é obtido por meio de um aquecimento controlado. O resultado é um material com forma desejada, além de bom acabamento superficial e composição química controlada. Esse processo envolve a realização de quatro etapas distintas: a obtenção do pó, a obtenção da mistura, a compactação e a sinterização (BRITO, MEDEIROS e LOURENÇO, 2007)

A técnica de metalurgia do pó é um processo que já vem sendo usado pelo homem a vários séculos, porém, em caráter industrial, ela ganhou notoriedade apenas nas últimas décadas, e vem se desenvolvendo desde então. As primeiras necessidades para a concepção dessa técnica foi a busca por desenvolver metais refratários com alto ponto de fusão, tendo o tungstênio como metal base. A partir dos anos 70, a técnica apresentou avanços consideráveis, permitindo a obtenção de materiais com algum grau de controle de homogeneidade e das propriedades mecânicas (BARBOZA, 2009).

Essa homogeneidade das propriedades nos materiais obtidos pela metalurgia do pó vai de encontro com alguns outros processos onde esse controle muitas vezes não é encontrado, ou é proporcionado com dificuldades, como a fundição por exemplo. O fator econômico também pode ser citado como um fator atrativo para a utilização dessa técnica, já que o processo não demanda tantas operações, resultando também em uma

redução no desperdício de material. Além disso, outros benefícios trazidos pelo emprego desse processo são o fato de utilizar temperaturas relativamente baixas durante o processo, necessitando assim de fornos mais simples; a possibilidade de se obter peças com geometria complexa, por conta das características do processo, o que em muitos outros processos de fabricação é impossível, além de ser um processo de produtividade alta, permitindo a obtenção de uma grande quantidade de produtos em uma faixa de tempo curto. Entretanto, por conta da própria natureza do processo, as dimensões da peça final muitas vezes são limitadas, até por conta de uma inviabilidade econômica, onde grandes potências e máquinas de tamanho elevado são necessários. Outro fator a ser considerado é o fato do processo atribuir à peça um certo grau de porosidade, o qual deve ser combatido e preferencialmente eliminado para impedir que a peça venha a desenvolver algum tipo de fragilização (BARBOZA, 2009).

4.5. Etapas do Processo de Metalurgia do Pó

4.5.1. Obtenção do Pó

Essa etapa do processo caracteriza a obtenção da matéria prima que será usada para a obtenção do material final. A etapa de obtenção do pó pode envolver processos químicos e físicos, onde cada um deles atribui diferentes características ao pó. Entre os processos químicos, os mais comumente usados são a redução de óxidos, usando o hidrogênio como agente redutor, e a hidrometalurgia, onde o metal é dissociado e em seguida se promove sua precipitação na matriz. Além deles, pode-se citar processos mecânicos que também são utilizados, como a quebra e moagem do material etambém a atomização, que provavelmente é o processo mecânico mais utilizado, consistindo na divisão do metal líquido em milhares de gotículas minúsculas, que posteriormente serão forçadamente colididas uma com as outras para formar gotas maiores, promovendo-se o rápido resfriamento do conjunto para a obtenção do pó (UPHADYAYA, 2002).

A adoção do processo de obtenção do pó deve estar de acordo com as propriedades do material que se deseja obter, como por exemplo, a granulometria do conjunto, a compressibilidade e escoabilidade do material, além da densidade da liga. Com relação ao resultado final, que é o pó propriamente dito, outras características também são relevantes para serem estudadas e analisadas para determinar se o processo ocorreu de acordo com o planejado. Deve-se atentar para a composição do pó bem

como seu nível de pureza, além de verificar se o tamanho e a geometria estão de acordo com o desejado (GERMAN, 1998).

4.5.2. Obtenção da Mistura

Após a obtenção do pó, a próxima etapa do processo de metalurgia do pó é a mistura ou moagem dos componentes. O principal motivo para a realização dessa atividade é promover a quebra ou diminuição das partículas metálicas maiores, a fim de obter um tamanho médio de partículas desejado (CAIRO, 2006).

Para isso, são utilizados alguns processos específicos, como desaglomeração e aglomeração de partículas e também microforjamentos. Durante esses processos, as partículas são submetidas a várias forças, como impacto, cisalhamento e atrito, a fim de garantir as dimensões desejadas. Essa etapa também é importante para as demais etapas, como na compactação, por exemplo, onde em alguns casos são utilizados lubrificantes para diminuir o atrito entre o material e a matriz de compactação. O fato de se realizar a etapa de mistura faz com o lubrificante seja distribuído mais uniformemente na liga durante a compactação (UPHADYAYA, 2002).

4.5.3. Compactação

A etapa seguinte à mistura ou moagem é a compactação do aglomerado, onde basicamente a mistura contendo o pó é conformado ou prensado dentro de uma matriz ou molde, de forma a atribuir um nível de consolidação desejável. Essa etapa também serve para atribuir as dimensões desejadas à estrutura, de forma que estas fiquem o mais próximo possível do resultado final. Outro fator importante que deve ser conseguido durante essa etapa é viabilizar a etapa seguinte do processo, que no caso é a sinterização. Para tal, deve realizar a compactação de forma que se consiga atingir um nível aceitável de contato entre as partículas para que a sinterização possa ser realizada sem a ocorrência de problemas (UPHADYAYA, 2002).

Para a realização desse processo, podem ser utilizadas prensas mecânicas ou hidráulicas. Os dois principais tipos de processos, que são também os mais utilizados, são a prensagem uniaxial e a prensagem isostática. No primeiro caso, a prensagem é feita por meio de estruturas rígidas, onde punções são movimentados unicamente na direção axial de forma a comprimir a mistura em uma matriz. Já a prensagem isostática é realizada dentro de um molde maleável, onde muitas vezes é utilizado um lubrificante,

como já citado anteriormente. Os materiais normalmente fabricados pelo processo de prensagem uniaxial são normalmente estruturas mais simples, as quais não necessitam de relevo superficial. Já a prensagem isostática é utilizada normalmente para a fabricação de peças mais complexas, com geometrias mais detalhadas e com algumas especificações superficiais. Existem ainda alguns outros processos que podem ser aplicados para se realizar a conformação, baseados em laminação, extrusão e forjamento, mas não são tão relevantes (BARBOZA, 2009).

Outro fator importante a ser levado em conta durante a realização da compactação do pó, é a influencia que alguns parâmetros incidem durante o processo, devendo ser controlados para que não ocorram problemas com a peça final. Dentre os mais relevantes, podem ser citadas a distribuição granulométrica do pó, a morfologia das partículas e a porosidade das partículas. Com relação à granulometria, uma faixa de tamanho médio deve ser respeitada para que não surjam vazios em meio a estrutura, o que pode trazer problemas como falta de uniformidade na densidade além de poder acarretar na fragilização do material. A morfologia e a porosidade das partículas também influenciam diretamente na densidade final do material, devendo-se atentar para esses fatores (BARBOZA, 2009).

4.5.4. Sinterização

A próxima etapa do processo de metalurgia do pó, que também é a última, é a sinterização. Apesar da etapa de compactação ser de extrema importância para o processo, visto sua influencia no resultado final, a sinterização é crucial sendo considerada uma etapa fundamental no processo, já que é nessa etapa onde será verificada qual será a microestrutura do material (BRITO, MEDEIROS e LOURENÇO, 2007).

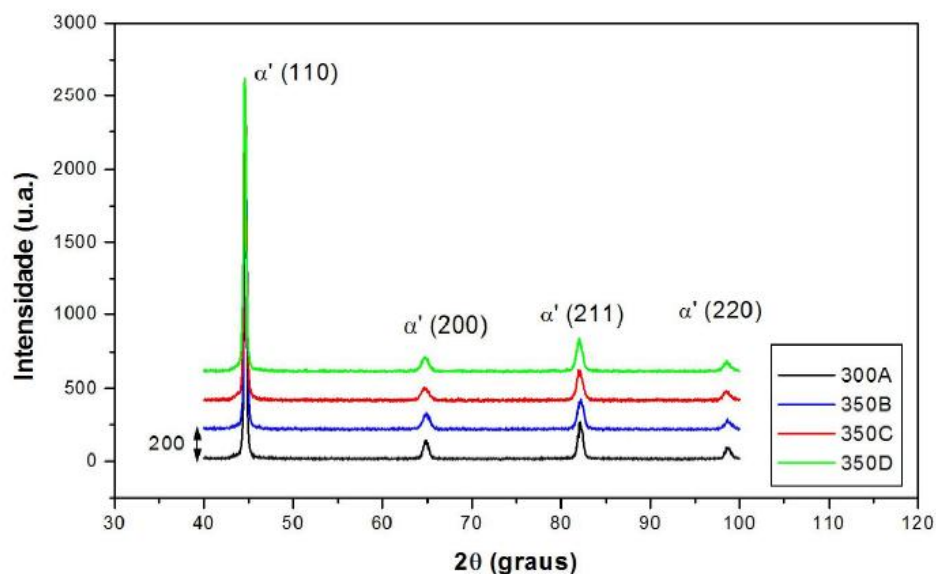
De forma simplificada, a sinterização nada mais é que o aquecimento da mistura compactada, também conhecida como compactado verde, para temperatura relativamente elevadas, desde que essas não ultrapassem o ponto de fusão do principal componente da liga (BARBOZA, 2009). Na prática, o que ocorre é uma forte união das partículas, resultando no aparecimento de vários agregados de alta resistência mecânica. O processo é conduzido a uma temperatura entre $2/3$ a $3/4$ da temperatura de fusão, podendo em alguns casos ser utilizada até mesmo metade da temperatura de fusão. Esse aquecimento é elevado o suficiente para promover a transferência de massa por meio da

difusão atômica ou qualquer outro tipo de mecanismo, como um fluxo viscoso, por exemplo. Essa difusão é percebida por uma redução da área superficial do conjugado, que ocorre por conta de uma ligação mais forte que é atribuída à mistura por conta do aquecimento. Tal processo, não se restringe a agir nos contornos de grãos ou nas vizinhanças das partículas, podendo ocorrer também no interior dos próprios grãos. Podendo ocorrer tanto na fase sólida ou líquida, onde no primeiro caso, a união das partículas se dá pelo aquecimento abaixo da temperatura de fusão, e no segundo utilizam-se temperaturas superiores ao material de menor ponto de fusão da liga (BRITO, MEDEIROS e LOURENÇO, 2007).

4.6. Difração de Raios-x (DRX)

A difração de raios-x pode ser descrita de forma geral como um espalhamento de raios-x sobre a superfície de um material por um elétron. Essas ondas tem natureza ondulatória e incidem sobre os átomos do material. Quando duas ondas incidem sobre o mesmo átomo, existe a possibilidade de ocorrer uma interferência construtiva entre elas, mas isso somente será necessário caso se obedeça uma condição específica chamada lei de Bragg, que determina que $\lambda = 2d \cdot \sin\theta$, onde d é distância entre os pontos de incidência das duas ondas sobre o mesmo átomo, e θ é o ângulo de incidência. A lei de Bragg deve ser aplicada em nível atômico, levando-se em conta os planos cristalinos. (BLEICHER e SASAKI, 2000). Quando essa lei é respeitada, ocorre a formação de picos de difração, que podem ser visualizados com auxílio de um difratômetro:

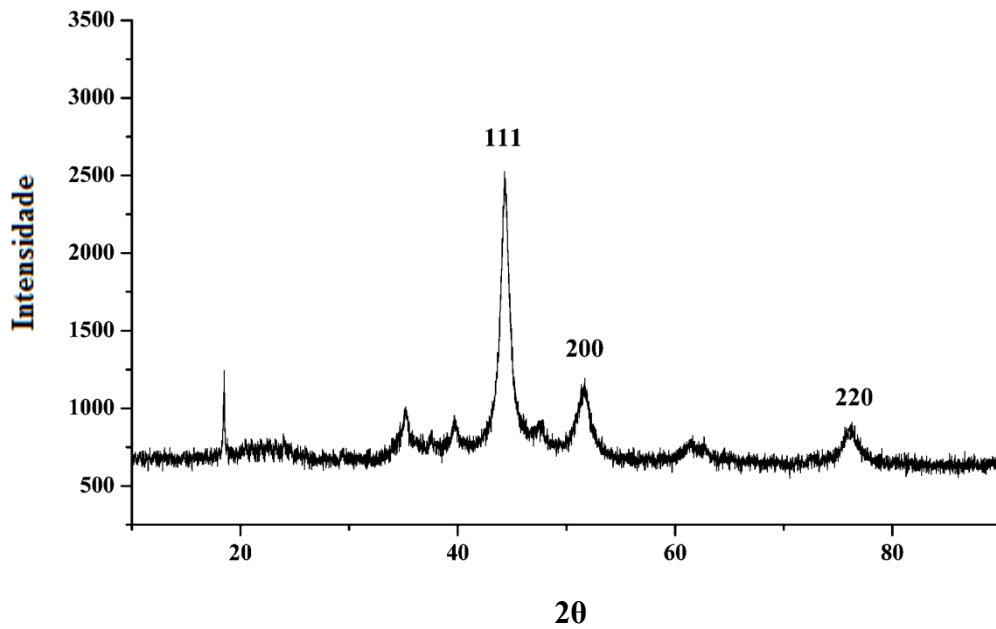
Figura 3 – Difratoograma de um aço maraging obtido por um difratômetro



Fonte: CARVALHO, 2002

Também é interessante se ter os difratogramas dos elementos que venham a compor o material, que podem ser importantes para análises e considerações:

Figura 4 – Difratograma do níquel, um dos elementos comumente encontrados em aços maraging



Fonte: GE, LUO, QUIAN, YU e CHEN, 2014

5. METODOLOGIA

A primeira etapa a ser realizada na parte prática do trabalho foi a confecção das amostras dos aços maraging. Para isso foram utilizados os pós de cada um dos elementos que fazem parte da composição desses materiais. Cada pó continha um nível de pureza específico, os quais são mostrados a seguir:

Tabela 2 – Pureza dos pós utilizados na produção das amostras

	PUREZA (%)
Pó de Molibdênio	99,96
Pó de Níquel	99,92
Pó de Titânio	99,7
Pó de Alumínio	99,7
Pó de Ferro	99,1

Fonte: Autoria própria

As porcentagens restantes de cada pó eram compostas por carbono e oxigênio. As proporções de cada um dos pós que fariam parte das misturas foram pesadas em uma balança de precisão com o intuito de melhorar o máximo possível a acurácia dos resultados. Definiu-se que cada uma das amostras seria composta por vinte gramas das misturas que seriam obtidas através dos pós. Respeitando-se então as porcentagens já apresentadas na tabela 1, as proporções em gramas para cada um dos aços resultou nos seguintes valores em gramas:

Tabela 3 – Composição das amostras em gramas

	Ni (g)	Mo (g)	Ti (g)	Al (g)	Fe (g)
AMOSTRAS DO AÇO T-200	3,7	0,6	0,14	0,02	15,54
AMOSTRAS DO AÇO T-250	3,7	0,6	0,28	0,02	15,4
AMOSTRAS DO AÇO T-300	3,7	0,8	0,37	0,02	15,11

Fonte: Autoria própria

Após essa parte inicial de pesagem, partiu-se para a obtenção da mistura. Para isso, os pós já pesados foram adicionados a um recipiente que havia sido previamente limpo com água corrente e álcool. Esse recipiente foi selado com veda-rosca para evitar a perda de material. O recipiente foi acoplado a um torno mecânico onde foi submetido então a um movimento giratório de 360° em torno do próprio eixo por exatas quatro horas. O torno era parado em intervalos de uma em uma hora, o recipiente era desacoplado e levemente chacoalhado para evitar que o material ficasse grudado em suas paredes. Esse procedimento foi realizado para cada uma das três misturas. Após o final dessa etapa do processo, as misturas de cada um dos aços foram reservadas em depósitos que continham a marcação para especificar cada composição.

Após a obtenção das misturas, partiu-se para a etapa de compactação. Foram separadas seis porções iguais de vinte gramas de cada uma das misturas que serviram para a produção das amostras, ou seja, cada aço analisado nesse projeto teve um total de seis amostras para serem estudadas totalizando um total final de dezoito amostras. Cada uma dessas pequenas porções de vinte gramas foi compactada dentro de uma matriz de aço que acomodava a mistura de forma a resultar em amostras de formato cilíndrico. Uma das variáveis a serem analisadas nessa etapa foi a pressão de compactação. Definiram-se então três pressões diferentes às quais as misturas seriam submetidas, sendo elas duas toneladas, quatro toneladas e seis toneladas, a fim de analisar como essas pressões influenciariam em determinadas propriedades do material final. A matriz foi então submetida a essas pressões de compactação com o auxílio de uma prensa mecânica vertical. Após isso, cada uma das amostras foi reservada e identificada para partir para a etapa final de produção.

A parte final da produção das amostras foi a etapa de sinterização. Nessa etapa as amostras foram introduzidas dentro de um forno pré-aquecido, sendo que metade delas foi submetida a uma temperatura de 900°C enquanto a outra metade foi submetida a uma temperatura de 1000°C. Elas foram submetidas a essa temperatura por um intervalo de tempo de duas horas exatas, onde após isso, o forno foi desligado e as amostras foram mantidas em seu interior para resfriarem e serem retiradas no dia seguinte. Após as amostras serem obtidas, elas foram lixadas com o propósito de retirar uma crosta que havia se formado por conta da etapa de sinterização. Dessa forma, foi finalizado o processo de produção das amostras, onde cada uma delas e suas condições de fabricação podem ser observadas a seguir:

Figura 5 – Amostras submetidas à temperatura de sinterização de 900°C

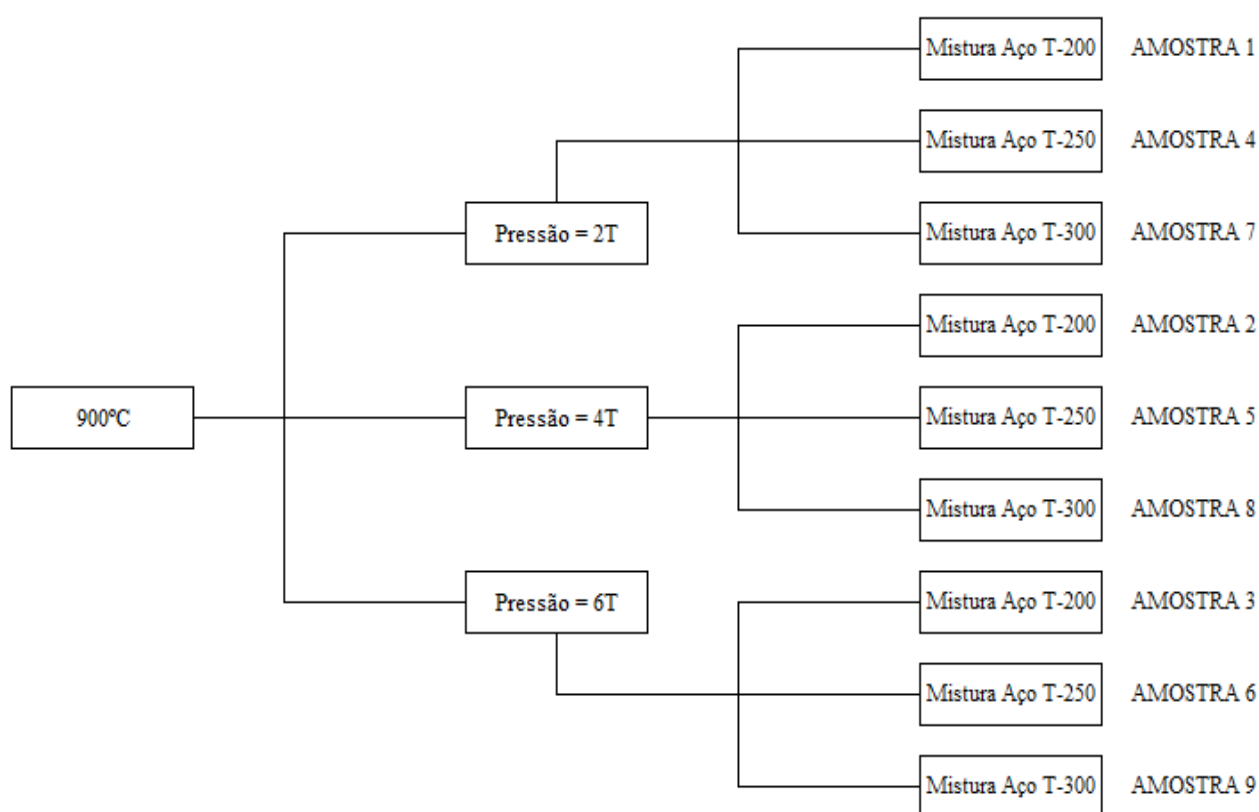
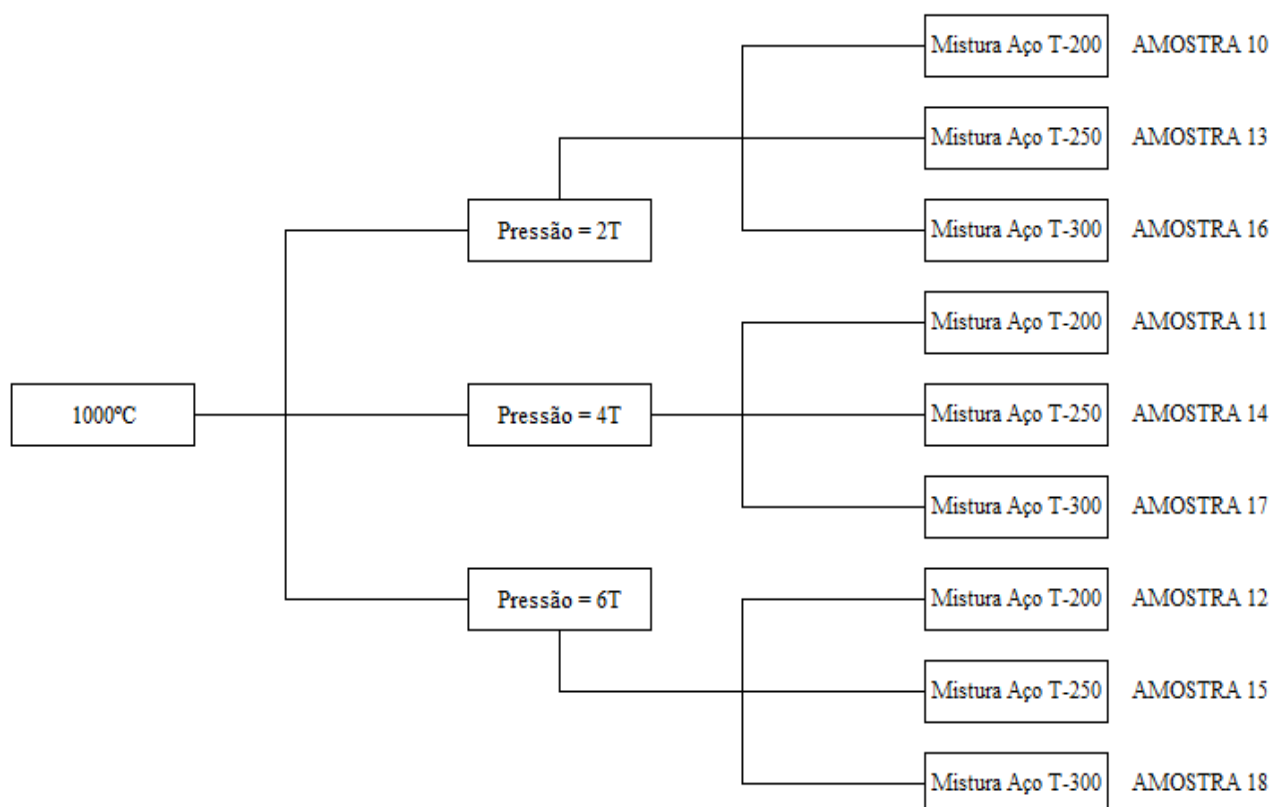


Figura 6 – Amostras submetidas a temperatura de sinterização de 1000°



O primeiro experimento realizado sobre as amostras foi a microscopia. Nessa etapa as amostras foram analisadas com o auxílio de um microscópio óptico que continha lentes com cinco diferentes aumentos. Dentre essas cinco opções, foram usados os aumentos de cem vezes, de duzentas vezes e de quinhentas vezes. As imagens obtidas pelo microscópio foram fotografadas e salvas para serem analisadas e também expostas no presente trabalho para fins de discussão de resultados.

Após a obtenção das fotomicrografias das amostras, elas foram embutidas com cera dentro de pequenas matrizes cilíndricas para facilitar o próximo experimento, que foi um ensaio de dureza. Para a realização dessa etapa, foi utilizado um micro durômetro digital, onde os valores de dureza eram apresentados na escala Vickers. Cada amostra foi submetida a várias medições, onde aquelas que destoaram muito de um intervalo médio foram descartadas, de forma que foram obtidas quinze medições para cada uma das amostras. A partir dessas medições, foi possível determinar valores como média, desvio padrão e variância, que puderam servir para análise de determinadas propriedades do material.

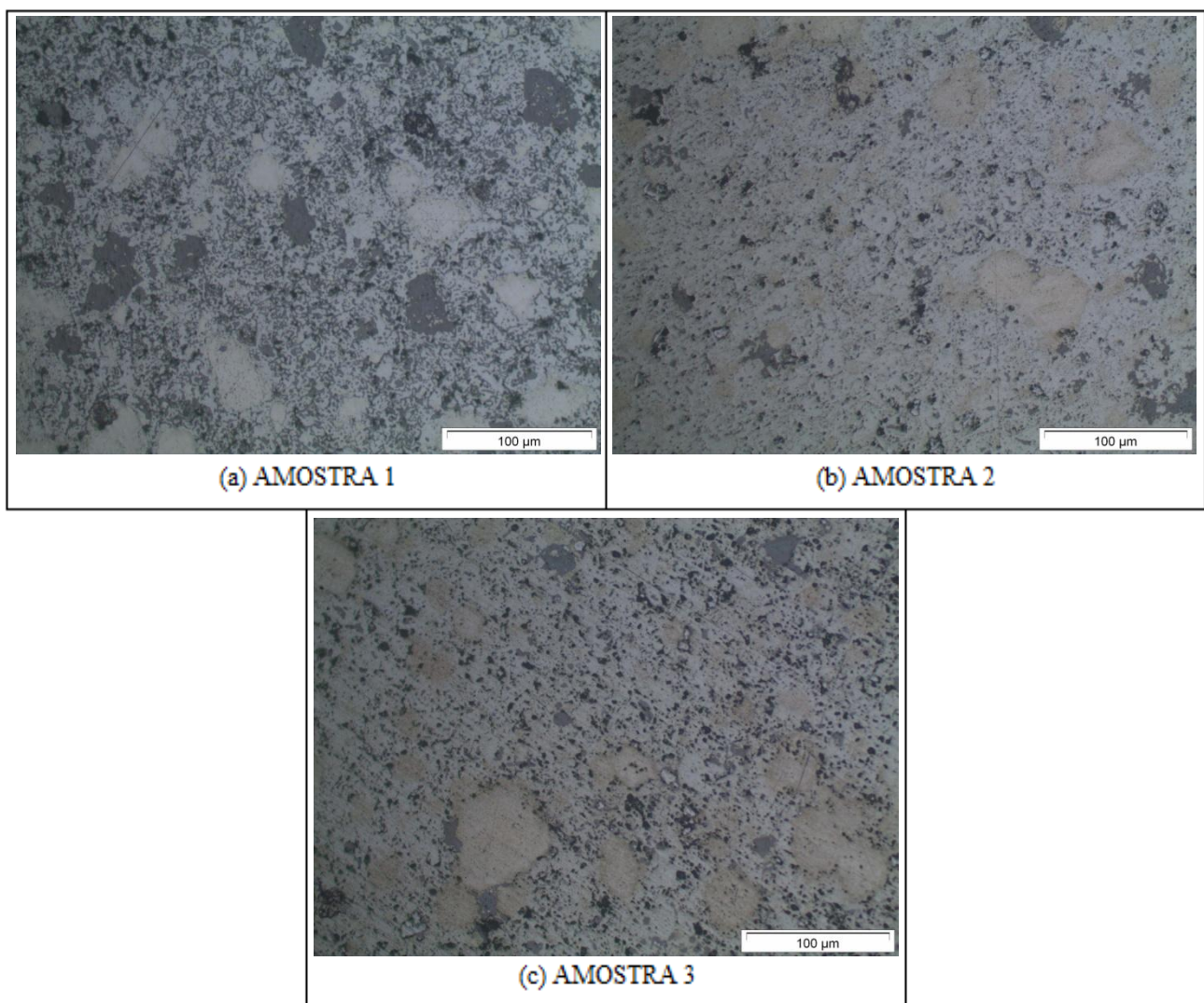
Depois da realização do ensaio de dureza, as amostras seguiram para a última etapa da parte prática do projeto, que foi o experimento de difração de raios-x. Para essa etapa, as amostras foram desembutidas, para facilitar a realização do teste. Foi utilizado um difratômetro padrão de realização de ensaios de difração de raios-x. Com relação aos parâmetros utilizados, foi feito um ensaio normal, e não um ensaio com ângulo rasante. Com relação aos ângulos, foi realizada uma varredura 2θ de 40° até 90° com passo de $0,03$ graus a cada segundo. Dessa forma, a duração do experimento em cada amostra durou cerca de vinte e oito minutos. Os resultados obtidos com esse experimento foram analisados com o auxílio do software Microsoft Excel[®], onde foram gerados os difratogramas de cada uma das amostras, mostrando o comportamento dos picos ao longo da posição 2θ .

6. RESULTADOS E DISCUSSÕES

6.1. Análise de Microscopia

Como já mencionado, foram obtidas fotomicrografias de cada uma das amostras com três aumentos distintos. O aumento que permitia uma melhor percepção para se analisar as amostras foi o de duzentas vezes. As imagens são mostradas a seguir:

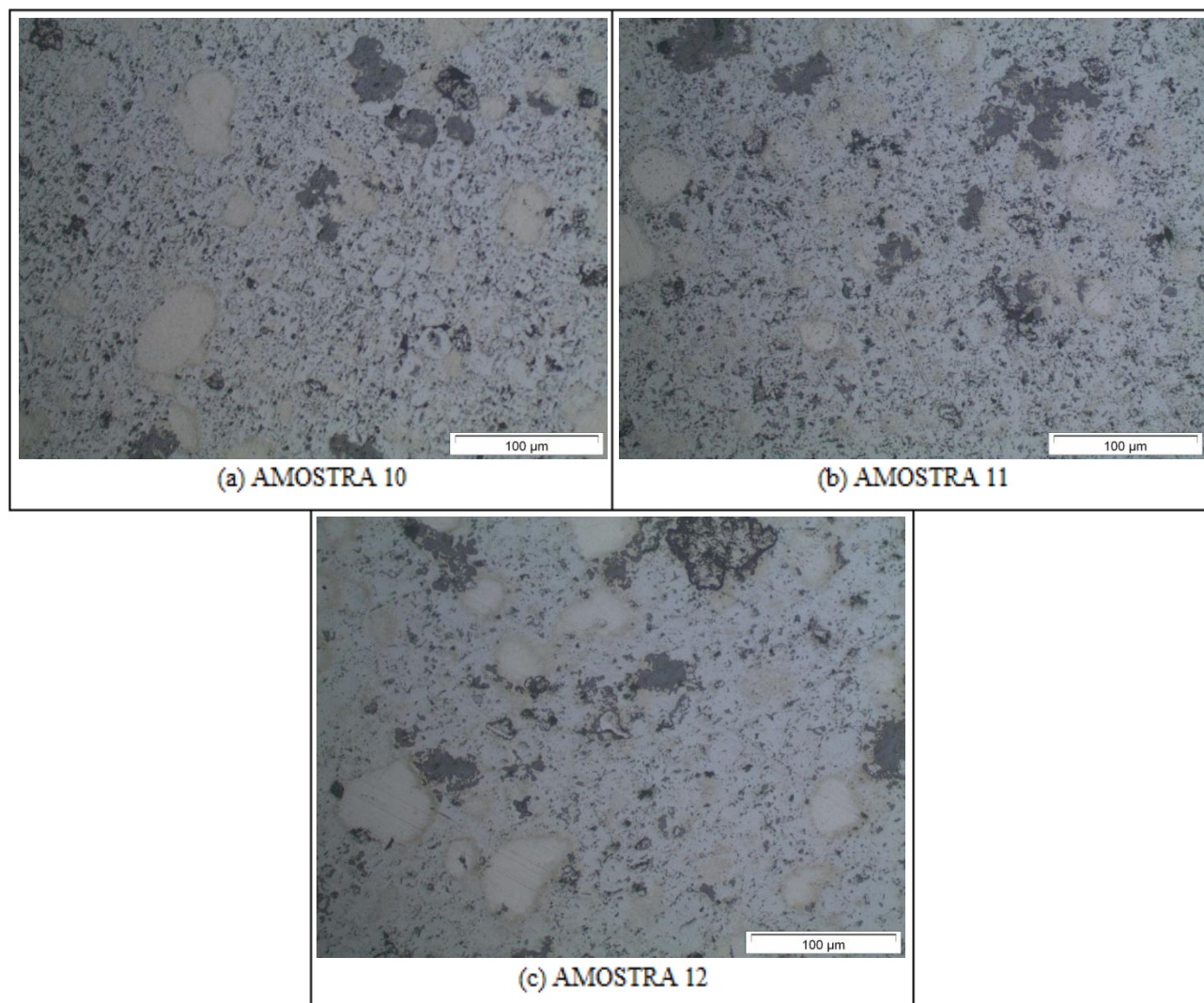
Figura 7 - Fotomicrografias das amostras do aço T-200 submetidas à temperatura de sinterização de 900°C com aumento de duzentas vezes



Fonte: Autoria Própria

Analisando as fotomicrografias das amostras acima, é possível visualizar o nível de porosidade que cada uma apresenta. Nota-se que o nível de porosidade das amostras 1 e 3 foram maiores que o da amostra 2. Isso indica que o nível de coalescência dessas duas amostras foi inferior à obtida na segunda amostra.

Figura 8 – Fotomicrografias das amostras do aço T-200 submetidas à temperatura de sinterização de 1000°C com aumento de duzentas vezes

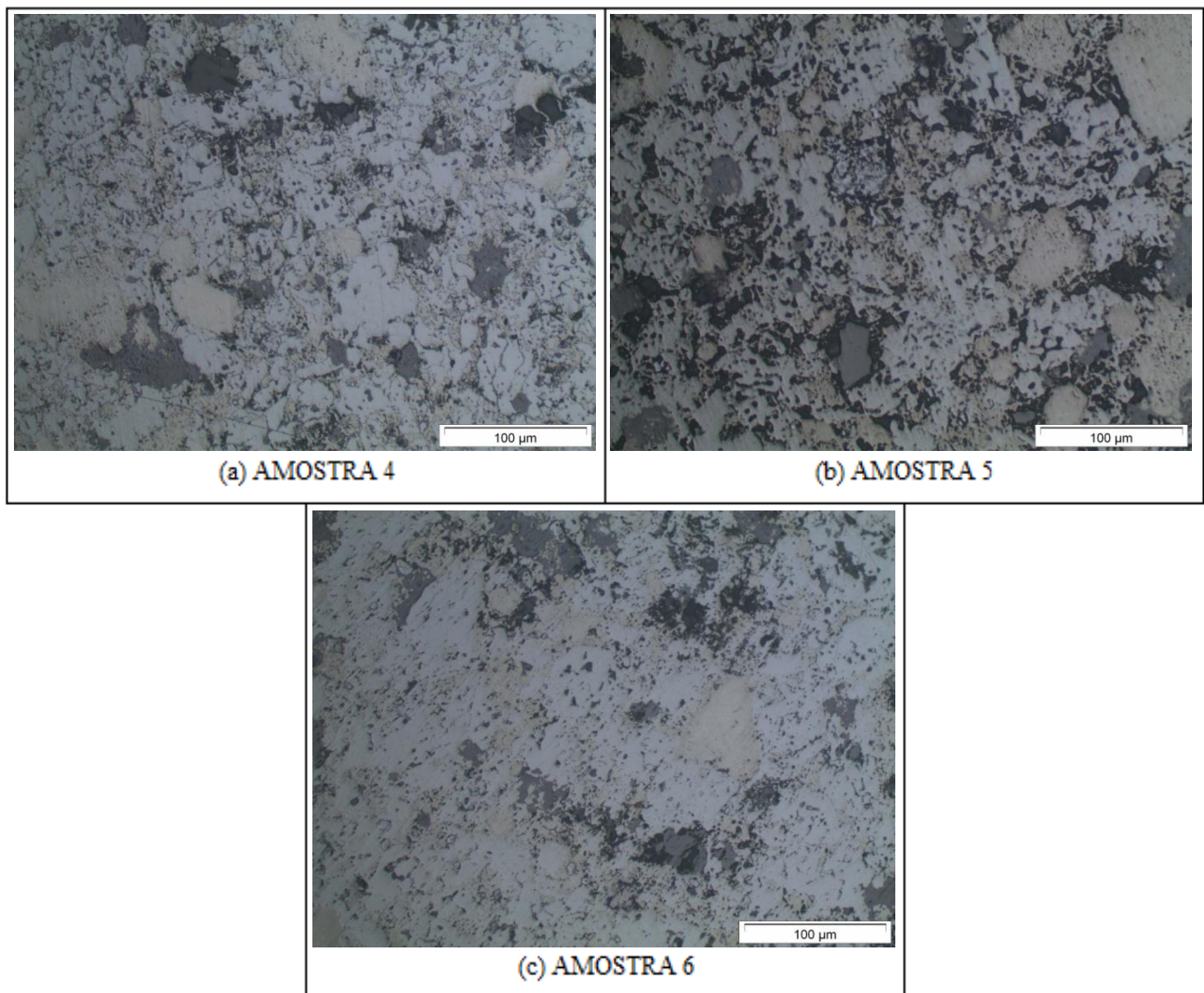


Fonte: Autoria Própria

Observando as imagens da figura acima, a foto micrografia da amostra 12 mostra um nível de porosidade menor que a amostra 11 e menor ainda em relação à amostra 10. Considerando que a amostra 12 foi submetida à maior pressão de compactação dentre essas três, significa que a amostra submetida à maior pressão foi a que resultou em uma superfície com um menor nível de porosidade. Com relação à temperatura de sinterização, podem-se comparar as amostras da figura 7 com as da figura 8, já que ambas possuem a mesma composição, mas foram submetidas a temperaturas diferentes. Todas as amostras submetidas à temperatura de sinterização de 1000°C apresentaram um nível de porosidade inferior aos que foram encontrados nas amostras 1 e 3 que foram submetidas à temperatura de 900°C. Assim, infere-se que a

temperatura de 1000°C resultou em amostras com menor grau de porosidade, o que indica uma melhor nível de coalescência. Dessa forma, para o aço T-200, tanto a pressão de compactação quanto a temperatura de sinterização agiram de forma a reduzir o grau de porosidade das amostras a medida que eram aumentadas.

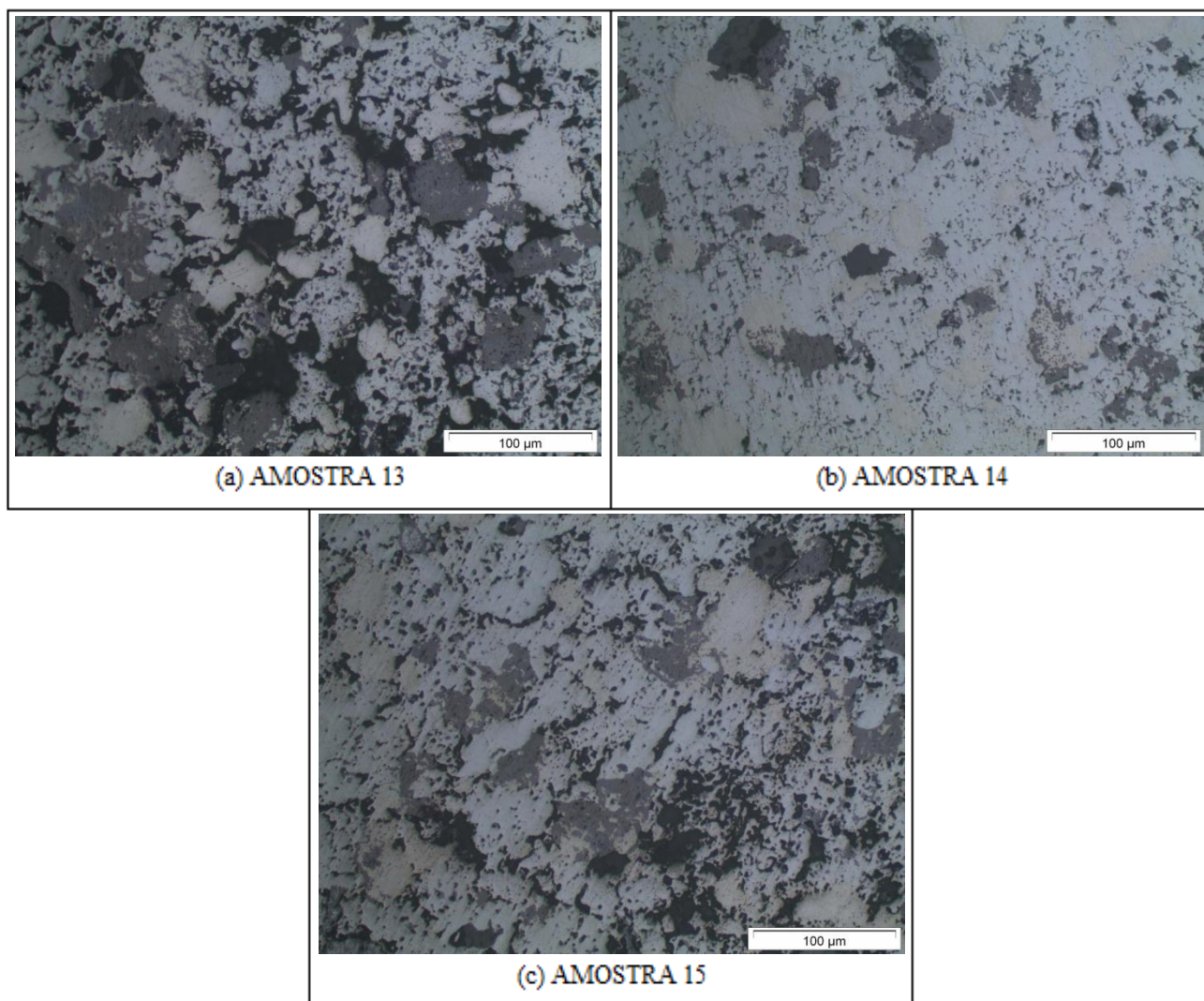
Figura 9 - Fotomicrografias das amostras do aço T-250 submetidas à temperatura de sinterização de 900°C com aumento de duzentas vezes



Fonte: Autoria Própria

Observando as imagens, é possível ver que dentre as três amostras expostas acima, a que resultou em um menor grau de porosidade foi a amostra 6. A amostra 5 apresentou muitos espaços e poros nessa análise, enquanto a amostra 4 apresentou um grau de porosidade intermediário entre as outras duas amostras.

Figura 10 - Fotomicrografias das amostras do aço T-250 submetidas à temperatura de sinterização de 1000°C com aumento de duzentas vezes

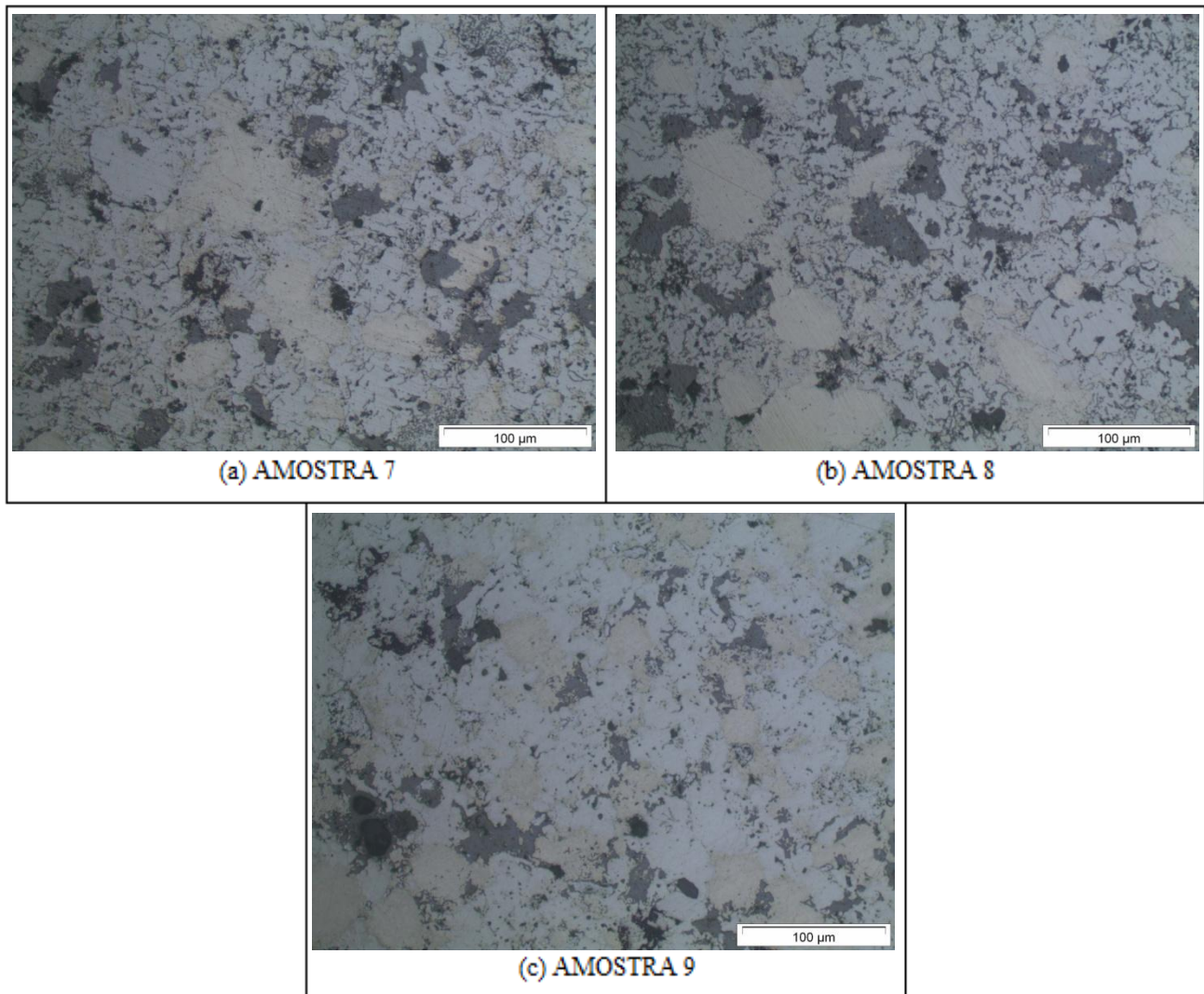


Fonte: Autoria Própria

Ao observar as imagens, nota-se que a amostra 14 foi a que apresentou menor grau de porosidade, enquanto a amostra 13 apresentou muitos espaços vazios e poros. Com relação a influencia da pressão de compactação, tanto nas amostras submetidas à temperatura de sinterização de 900°C quanto às submetidas a 1000°C, não foi possível visualizar um padrão que possa determinar como essa variável influenciou no nível de porosidade e consequentemente na coalescência. Isso fica claro comparando, por exemplo, a amostra 6 com a amostra 5, onde a amostra submetida à maior pressão resultou em menor grau de porosidade. Entretanto ao compararem-se as amostras 15 e 16, percebe-se que a amostra submetida à menor pressão foi a que resultou em menor grau de porosidade, logo não é possível definir como essa variável influencia nessa

propriedade específica do material. Uma análise análoga pode ser feita para a temperatura de sinterização, onde não fica visível nenhum padrão que possa mostrar como essa variável influencia no nível de porosidade do material.

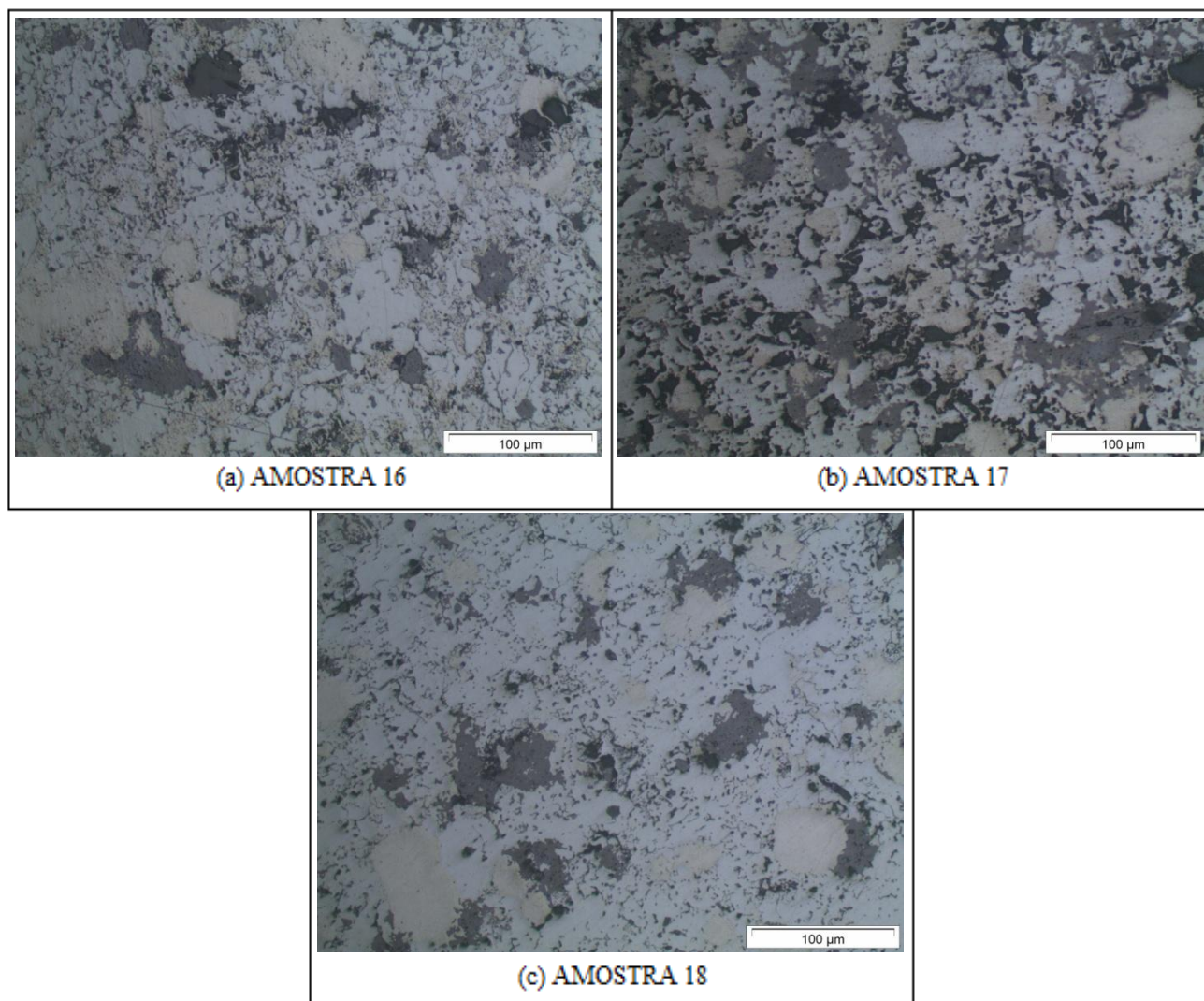
Figura 11 - Fotomicrografias das amostras do aço T-300 submetidas à temperatura de sinterização de 900°C com aumento de duzentas vezes



Fonte: Autoria Própria

Na figura acima, percebe-se que as amostras 7 e 8 apresentam um grau de porosidade muito parecido, enquanto a amostra 9, que foi submetida a uma pressão de compactação maior que as outras duas apresenta um grau de porosidade menor.

Figura 12 - Fotomicrografias das amostras do aço T-300 submetidas à temperatura de sinterização de 1000°C com aumento de duzentas vezes



Fonte: Autoria Própria

Analizando a figura, percebe-se o mesmo comportamento observado nas amostras submetidas a temperatura de sinterização de 900°C, onde aquela que foi submetida à maior pressão de compactação resultou na amostra com menor grau de porosidade. Esse comportamento, onde a pressão de compactação maior resultou em amostras com menor porosidade, só não foi obtido entre as amostras 16 e 17, onde a primeira, mesmo submetida a uma pressão menor, resultou em menor grau de porosidade. Com relação a temperatura de sinterização e como ela influencia na porosidade, é possível ver que todas as amostras que foram submetidas a temperatura de 900°C apresentaram porosidade menor que a amostra 17, que foi submetida a temperatura de 1000°C. Além disso, a amostra do aço T-300 que apresentou a menor

porosidade foi a amostra 9, que foi submetida a temperatura de 900°C. Dessa forma, as amostras que foram submetidas a temperatura de sinterização de 900°C apresentaram, de forma geral, um grau de porosidade menor em relação às submetidas a temperatura de 1000°C.

6.2. Ensaio de micro dureza

Abaixo são mostrados os dados obtidos a partir das quinze medições realizadas em cada uma das amostras:

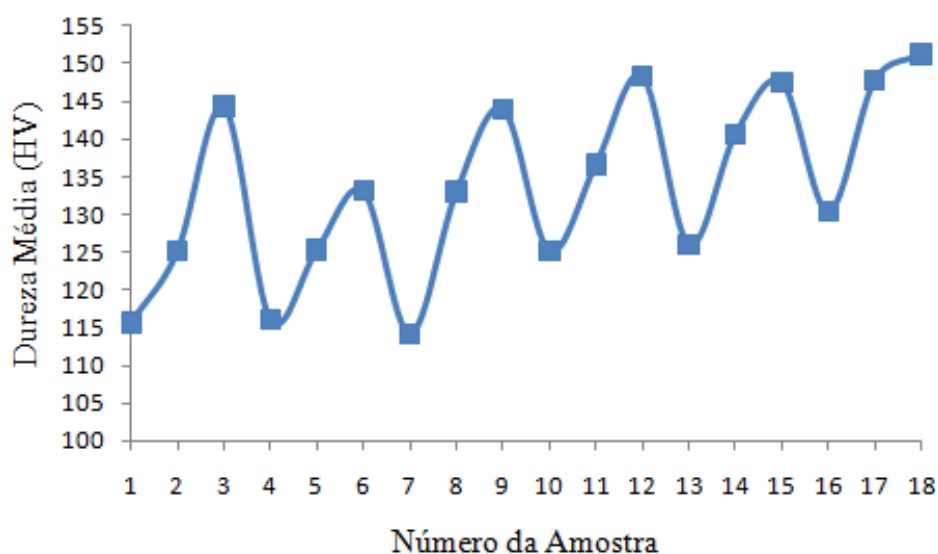
Tabela 4 – Valores para dureza média, desvio padrão e variância das amostras

Amostra	Dureza Média (HV)	Desvio Padrão	Variância
1	115,7	11,4	129,9
2	125,1	10,4	108,6
3	144,3	15	225
4	116,1	12,3	163,4
5	125,3	11,9	152,2
6	133,1	14,9	223,8
7	114,2	12,9	166,2
8	133	12,5	157
9	144	18	327
10	125,2	11,1	123,8
11	136,6	12,8	165,6
12	148,3	11,7	138,3
13	126	12,6	160,5
14	140,6	13,5	184,8
15	147,5	12	144,4
16	130,4	11,1	124,2
17	147,8	14,5	212,6
18	151,2	12,8	163

Fonte: Autoria Própria

O comportamento dos valores de dureza média apresentados na tabela pode ser mais bem compreendido no gráfico a seguir:

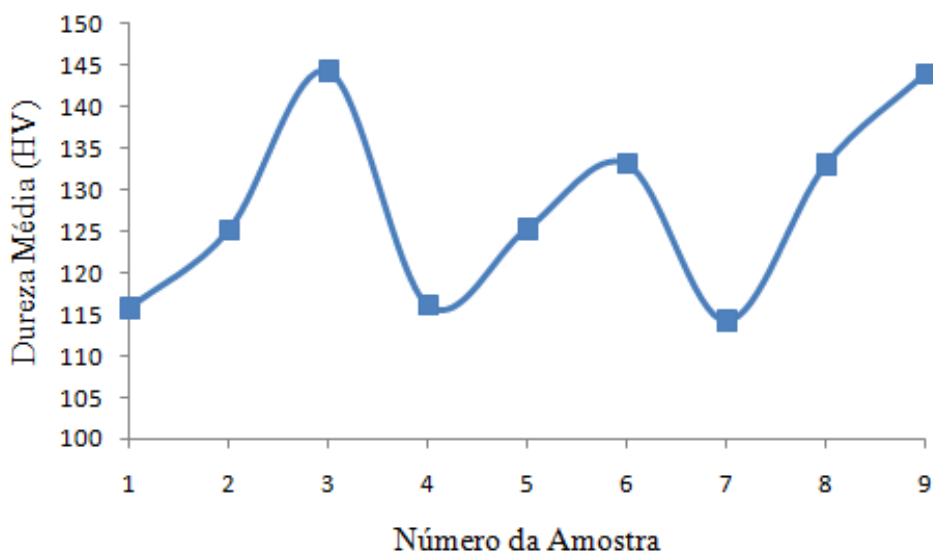
Figura 13 – Gráfico com os valores de dureza média das amostras



Fonte: Autoria Própria

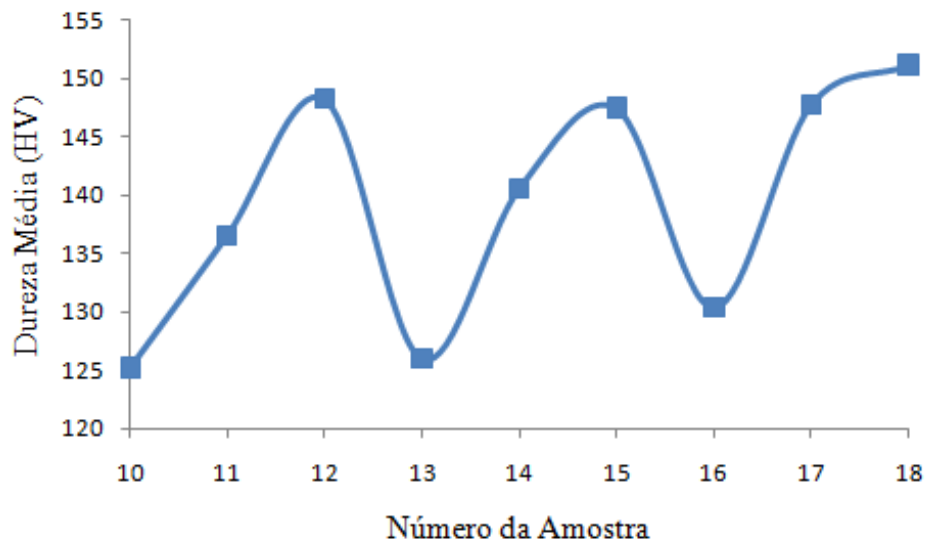
O gráfico acima mostra um comportamento diretamente proporcional da dureza média das amostras com suas pressões de compactações. Isso significa que as amostras com a mesma composição submetidas a pressões de compactação maiores resultaram em materiais com maior dureza média em relação às que foram submetidas a pressões menores. A seguir são mostrados dois gráficos com as durezas médias das amostras, onde no primeiro estão contidas as amostras submetidas à temperatura de sinterização de 900°C e no segundo as submetidas à temperatura de 1000°C:

Figura 14– Comportamento dos valores de micro dureza das amostras submetidas à temperatura de 900°C



Fonte: Autoria Própria

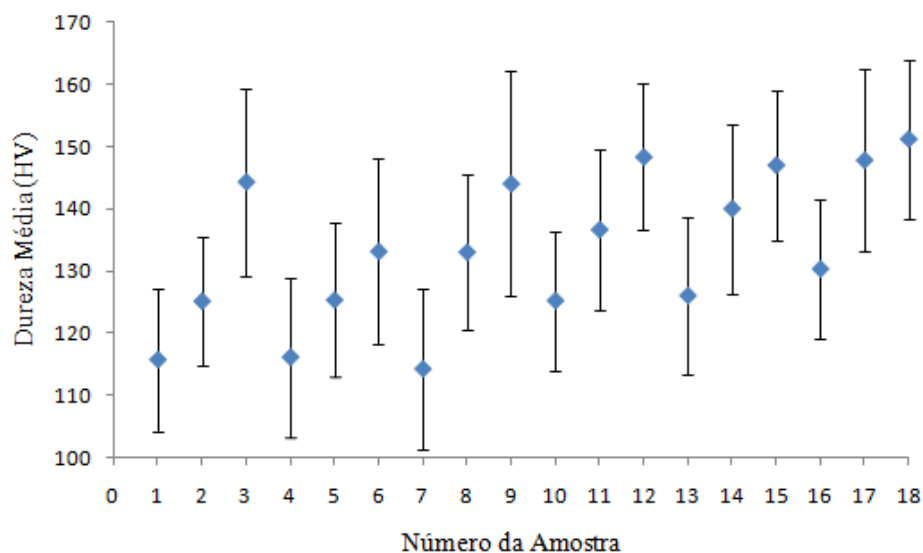
Figura 15 – Comportamento dos valores de micro dureza das amostras submetidas à temperatura de 1000°C



Fonte: Autoria Própria

Uma comparação entre os dois gráficos mostra que, de forma análoga à pressão de compactação, as amostras do mesmo material apresentam uma relação diretamente proporcional entre temperatura de sinterização e dureza média. Ao compararem-se as amostras 1 e 10, por exemplo, onde ambas apresentam a composição do aço T-200, mas a primeira foi submetida a temperatura de sinterização de 900°C enquanto a segunda foi submetida a temperatura de 1000°C, observa-se que a amostra 10 apresenta uma dureza média maior que a amostra 1, e esse padrão se repete para todas as outras amostras. A seguir é exposto o gráfico das durezas médias com os seus desvios padrões:

Figura 16 – Gráfico com as durezas médias e seus respectivos desvios padrões



Fonte: Autoria Própria

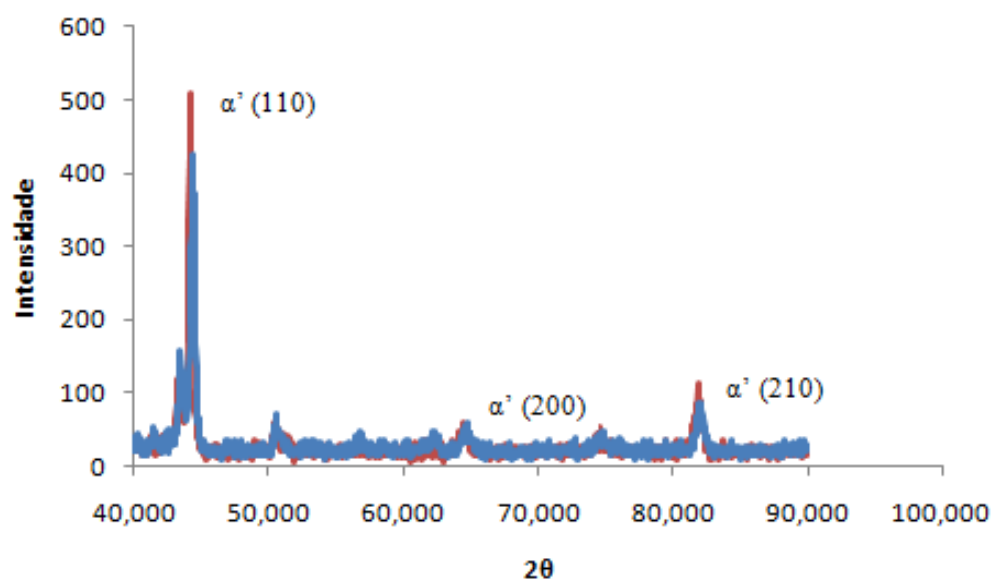
Ao se analisar apenas as durezas médias, ficou constatado que tanto a pressão de compactação quanto a temperatura de sinterização agiram de forma a aumentar esses valores. Entretanto ao se analisar esses mesmos valores considerando os desvios padrões, se observou interferência ao se comparar amostras de mesma composição que foram submetidas a condições de fabricação diferentes. Tomando as mesmas amostras 1 e 10, submetidas a diferentes temperaturas de sinterização, utilizadas como exemplo anteriormente, percebe-se que o intervalo superior de desvio padrão da primeira conflita com o intervalo inferior da segunda. Analogamente, ao comparar-se a mesma amostra 1 com a amostra 2, onde ambas possuem a mesma composição, mas foram submetidas a pressões de compactação distintas, o intervalo superior da primeira também entra em conflito com o intervalo inferior da segunda. Dessa forma, não é possível assegurar que as amostras com mesma composição, mas com condições de fabricação diferentes que obtiveram dureza média superior, apresentam uma dureza em todos os seus pontos maior que aquelas as quais obtiveram valor de dureza média inferior, visto que, analisando o desvio padrão, ocorreu interferência entre essas amostras.

Comparando-se esses valores com os valores de dureza comumente encontrados para esse material, obtiveram-se valores bem baixos. Como já exposto nesse trabalho, a dureza típica para esses materiais gira entre 44 HRC e 55 HRC, entretanto os valores de dureza obtidos no presente trabalho resultaram em valores tão baixos, que são expressos somente na escala HRB, após a conversão a partir da dureza Vickers. Tomando como exemplo o valor de dureza média mais elevada dentre as amostras, que foi o da amostra 18, com valor de 151,2 HV, esse valor sequer entra na escala HRC, resultando em um valor de aproximadamente 81,5 HRB. A provável explicação é que o processo de fabricação por metalurgia do pó, que não é o normalmente utilizado para a obtenção desse material, influenciou para a obtenção desses valores tão baixos de dureza.

6.3. Difração de raios-x (DRX)

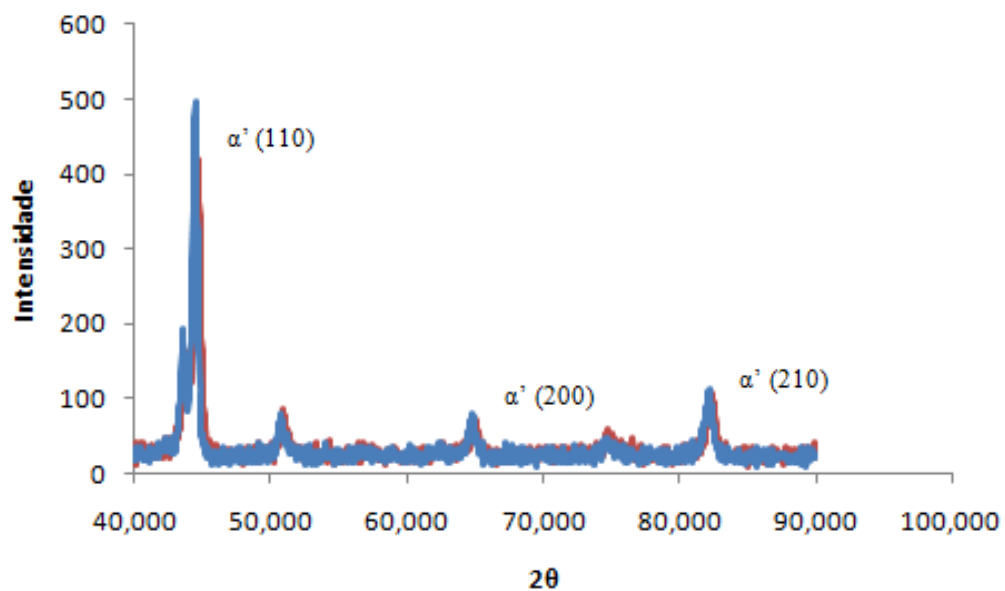
Os valores obtidos para cada uma das amostras ao término do experimento de difração de raios-x foram utilizados para a construção de seus respectivos difratogramas. O comportamento dos picos e suas posições angulares foram muito similares em todas as amostras, como é possível ver nas figuras a seguir mostrando a sobreposições dos difratogramas de várias amostras:

Figura 17 – Sobreposição dos difratogramas das amostras 1 e 2



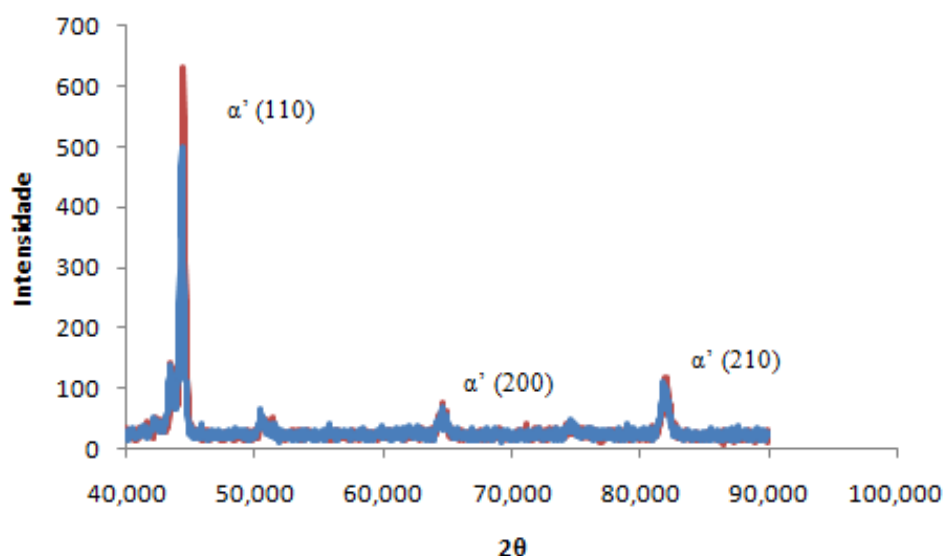
Fonte: Autoria Própria

Figura 18 – Sobreposição dos difratogramas das amostras 5 e 6



Fonte: Autoria Própria

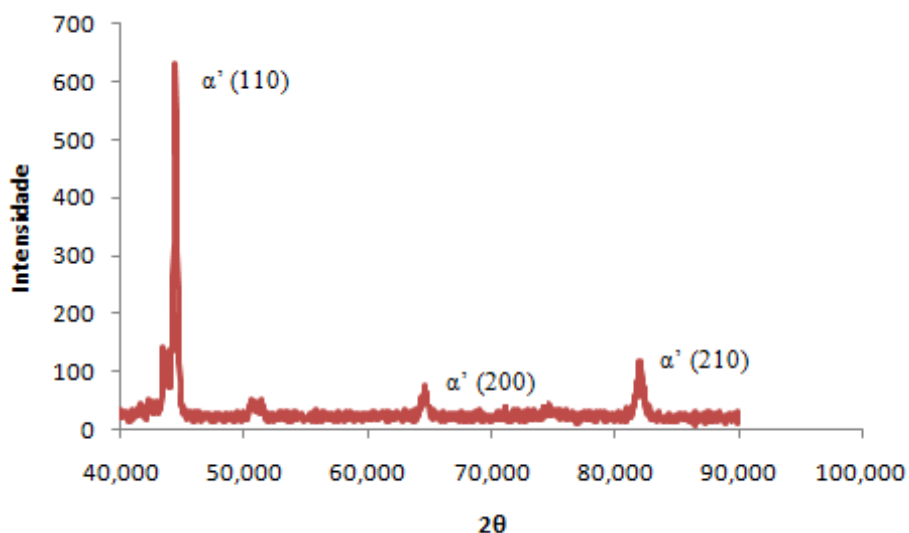
Figura 19 – Sobreposição dos difratogramas das amostras 11 e 12



Fonte: Autoria Própria

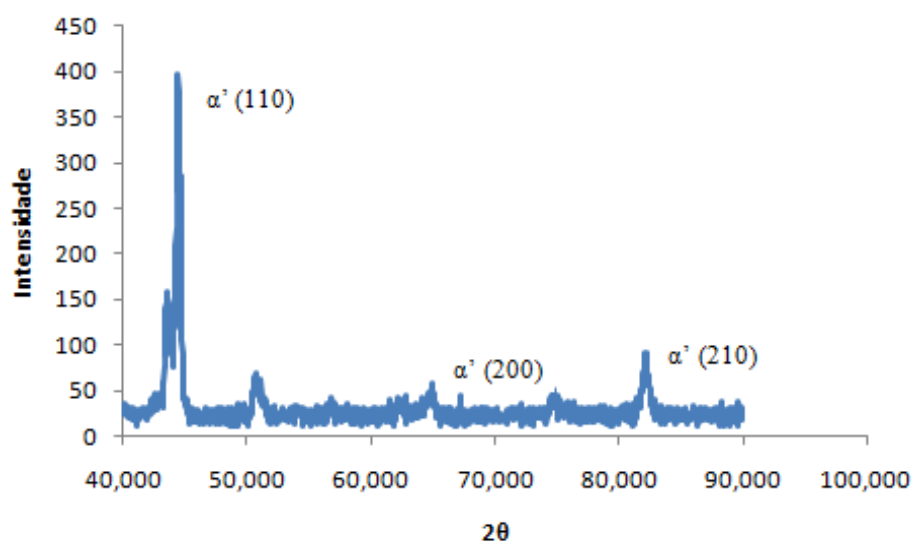
Esse comportamento quase que idêntico entre os difratogramas de todas as amostras indica que a lei de Bragg foi obedecida nas mesmas posições angulares em todas as amostras, resultando assim em picos de intensidade muito parecidos. Esse mesmo comportamento observado nos difratogramas das amostras é praticamente idêntico ao obtido na figura 3, o qual foi retirado de um dos artigos de referencia. A composição do material utilizado nesse artigo é bem parecida com a usada no presente trabalho, de forma que se tem um parâmetro de comparação. A configuração cristalina é cúbica de copo centrado. A predominância da fase α' já era esperada devido à predominância de ferro na composição do material. Com relação à intensidade, o valor máximo dentre todas as amostras foi de 630, na amostra 12, enquanto o mínimo foi 398, na amostra 4:

Figura 20 – Difratograma obtido a partir dos dados da amostra 12



Fonte: Autoria Própria

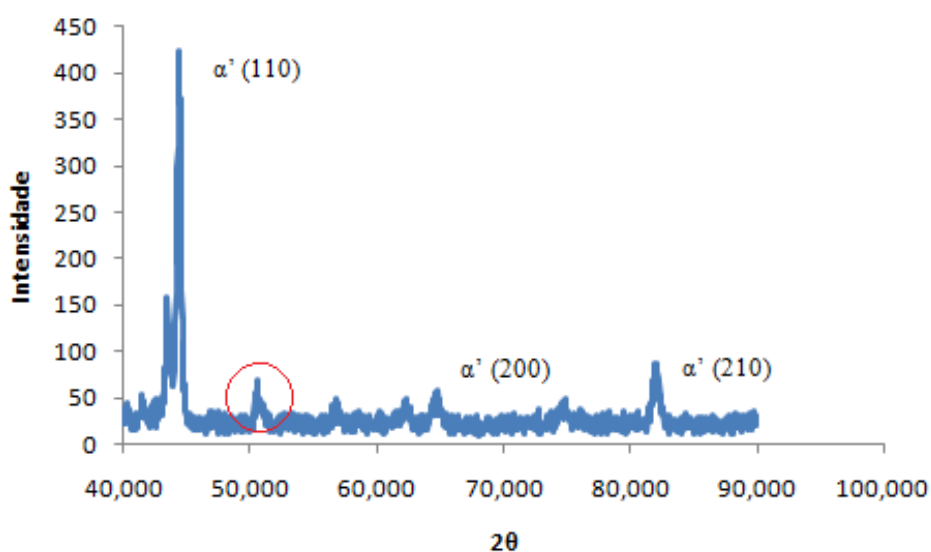
Figura 21 – Difratoograma obtido a partir dos dados da amostra 4



Fonte: Autoria Própria

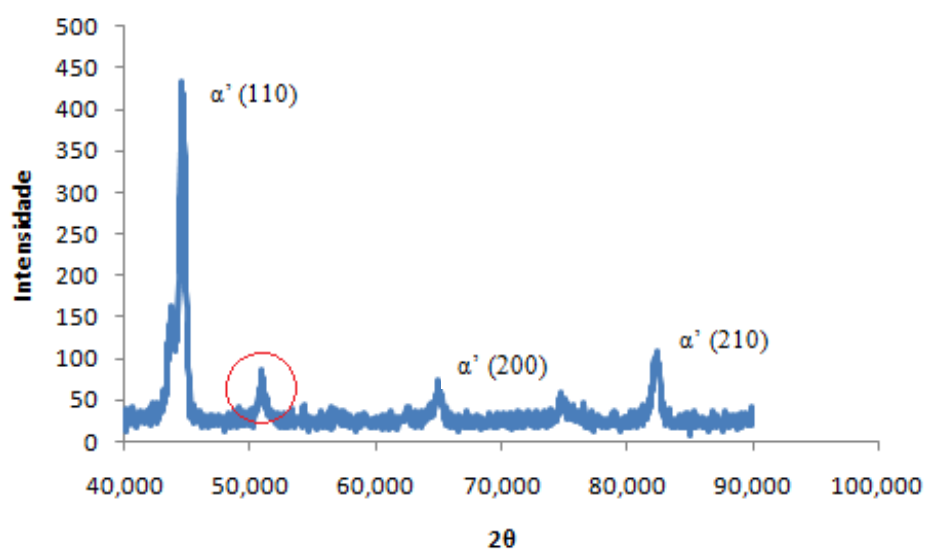
Analisando a figura 19 é possível ver um pico próximo à posição $2\theta = 50^\circ$. Esse pico não se manifestou em todos os difratogramas das amostras, mas sim em apenas algumas, que foram as amostras 1, 4, 5, 14 e 17. Em algumas amostras esses picos apresentaram uma intensidade menor, enquanto em outros a intensidade foi maior, sendo até maior que outros picos que apareceram em todas as amostras. Os difratogramas dessas amostras são mostrados a seguir:

Figura 22 – Difratoograma obtido a partir dos dados da amostra 1



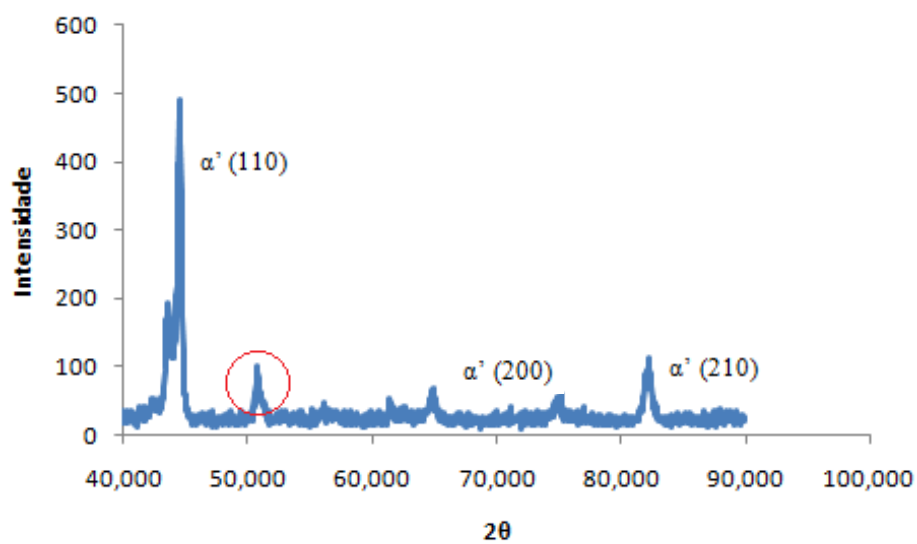
Fonte: Autoria Própria

Figura 23 – Difratoograma obtido a partir dos dados da amostra 5



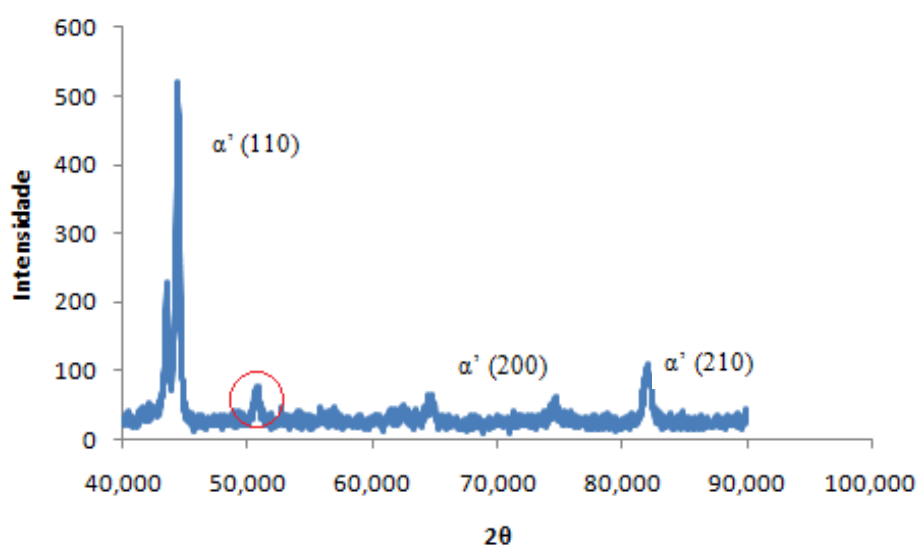
Fonte: Autoria Própria

Figura 24 – Difractograma obtido a partir dos dados da amostra 14



Fonte: Autoria Própria

Figura 25 – Difratoograma obtido a partir dos dados da amostra 17



Fonte: Autoria Própria

Analisando os gráficos obtidos, como o pico indefinido não aparece em todas as figuras, conclui-se que ele não é obtido em um plano cristalográfico comum a todas as amostras, o que mostra que muito provavelmente algum dos elementos de liga não se misturou completamente em algumas das amostras. Ao se analisar os difratogramas dos elementos que fazem parte da composição das amostras, o do níquel apresenta um pico basicamente na mesma posição angular que o pico que aparece em alguma das amostras analisadas. Dessa forma, o mais provável é que esse pico que apareceu na minoria das amostras seja decorrente de uma parte da porcentagem de níquel das amostras que não se misturou completamente, o que faz muito sentido considerando que a composição das amostras apresenta esse elemento em grande porcentagem, sendo o segundo mais presente atrás apenas do ferro.

7. CONCLUSÃO

Ao se concluir a parte prática do trabalho, os resultados obtidos a partir dos experimentos e ensaios realizados mostraram que as duas variáveis adotadas para serem analisadas, de fato influenciaram nas características das amostras. A temperatura de sinterização apresentou uma influencia maior que a pressão de compactação com relação ao nível de porosidade das amostras. Com relação aos ensaios de dureza, ambas as variáveis se mostraram diretamente proporcional com as durezas médias obtidas a partir das medidas realizadas. No entanto as medições resultaram em um desvio padrão muito alto, de forma a não ser possível afirmar que as amostras de mesma composição, mas submetidas a condições de fabricação diferentes, possuem dureza absoluta maior ou menor umas em relação às outras. Com relação à difração de raios-x, os difratogramas obtidos foram bastante semelhantes, de forma que a lei de Bragg foi obedecida nas mesmas posições angulares em praticamente todas as amostras.

Os objetivos estipulados foram atingidos, e o resultado mostrou que as amostras não obtiveram dureza próxima das normalmente encontradas nesse material. O fato do processo de fabricação utilizado não ser aquele que normalmente é adotado para esses materiais, pode ter influenciado nessa dureza tão baixa obtida.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

UPHADYAYA, G.S. Powder Metallurgy Technology. Cambridge International Science Publishing. 2002.

GERMAN, Rendall M. Powder Metallurgy of Iron and Steel. Wiley-Interscience. 1º ed. 1998.

CALLISTER, Willian D. Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução. 7ª edição. LTC.

LOPES, Julio C. O. Os Aços Maraging. Disponível em: <<http://www.scielo.mec.pt/pdf/ctm/v19n1-2/19n1-2a08.pdf>>.

CARVALHO, Leandro Gomes. Estudo Dilatométrico das Transformações de Fases em Aços Maraging M300 e M350. 2012. Disponível em: <<http://www.teses.usp.br/teses/disponiveis/3/3133/tde-26032012-112344/.php>>

CAIRO, Carlos Alberto Alves. Obtenção de Titânio Metálico com Porosidade Controlada por Metalurgia do Pó. Química Nova, Volume 30. 2006. Disponível em: <http://quimicanova.sbq.org.br/imagebank/pdf/Vol30No2_450_36-DV05487.pdf>

BARBOZA, Juliano Soares. Caracterização de Compósitos Magnéticos Macios Desenvolvidos Através de Metalurgia do Pó Aplicados a Núcleos de Máquinas Elétricas. Disponível em: <<http://www.lume.ufrgs.br/handle/10183/16209>>

BRITO, Francisco Iran Gomes; MEDEIROS, Katarine F.; LOURENÇO, Jorge Magner. Um Estudo teórico sobre a sinterização na metalurgia do pó. 2007. Disponível em: <<https://www.redalyc.org/html/4815/481549274019/>>

BLEICHER, Lucas; SASAKI, José Marcos. Introdução à Difração de Raios-x em Cristais. 2000. Disponível em: <<http://www.raiosx.ufc.br/site/wp-content/uploads/downloads/2013/01/apostila.pdf>>

RODRIGUES, Aline Castilho; BERNARDI, Heide Heloise; OTUBO, Jorge. Microstructural Analysis of Co-Free Maraging Steel Aged. 2014. Disponível em: <http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S2175-91462014000400389>

GE, Xin; LUO, Chenxi; QUIAN, Chao; YU, Zhiping; CHEN, Xinzhi. Raney Nickel Catalyzed Reductive N-Methylation of Amines. Disponível em: <<https://pubs.rsc.org/en/content/articlehtml/2014/ra/c4ra0441b>>