

Obtenção e caracterização de ligas de Níquel produzidas por Metalurgia do Pó

Rafael Marinho Vieira¹
Manoel Quirino da Silva Junior²

RESUMO

As superligas de níquel são amplamente utilizadas em aplicações de alta temperatura devido à sua resistência mecânica. Este estudo avaliou a influência da carga de compactação (8, 9 e 10 toneladas) e da temperatura de sinterização (800°C, 900°C e 1000°C) nas propriedades microestruturais e na microdureza das ligas Monel 400, Hastelloy B2, Inconel 600 e Nimonic 80A. Os resultados mostraram que a sinterização a 900°C e compactação intermediária (9T) foram as melhores condições para o Monel 400 e o Hastelloy B2, garantindo estabilidade na microdureza. O Inconel 600 apresentou maior dureza na fase secundária em 1000°C, mas com instabilidade microestrutural. O Nimonic 80A obteve a maior dureza entre as ligas, especialmente em 1000°C, embora com risco de segregação e crescimento de grão. A compactação excessiva (10T) reduziu a dureza em algumas condições devido à coalescência de partículas e dissolução de precipitados. Conclui-se que a escolha ideal dos parâmetros de sinterização depende da liga e do equilíbrio entre dureza e estabilidade estrutural, sendo a metalurgia do pó uma alternativa eficiente para a produção dessas superligas.

Palavras-chave: Metalurgia do Pó, Níquel, Sinterização, Microestrutura, Caracterização.

1 INTRODUÇÃO

O avanço significativo na tecnologia demanda um uso mais eficiente dos materiais, que são agora projetados de forma específica para cada aplicação, otimizando seu desempenho para finalidades concretas. Na engenharia mecânica, há uma crescente demanda por materiais que ofereçam propriedades como resistência a altas temperaturas, baixo coeficiente de atrito, alta durabilidade contra desgaste, e excelente resistência à corrosão, além de um baixo peso específico. Nesse contexto, as ligas e superligas de níquel se destacam por sua versatilidade e propriedades desejáveis, como a alta resistência a temperaturas extremas e à oxidação, sendo utilizadas em aplicações variadas, como turbinas a jato e até equipamentos petroquímicos, motores aeronáuticos e componentes de alta precisão [1,2].

¹ Universidade, Federal Rural do Semi-Árido; Engenharia Mecânica; rafael.vieira@alunos.ufersa.edu.br

² Universidade Federal Rural do Semi-Árido, Engenharia Mecânica; manoel.quirino@ufersa.edu.br

O níquel, como elemento base dessas ligas, proporciona uma série de benefícios, como aumento da resistência à corrosão e oxidação em ambientes de alta temperatura, melhoria da tenacidade e refinamento da microestrutura. Quando combinado com elementos como o cromo, promove ainda mais a dureza, ductilidade e resistência à fadiga, tornando as superligas de níquel ideais para aplicações críticas [3,4]. No entanto, a produção dessas superligas por métodos convencionais, como a fundição, apresenta desafios, como a formação de defeitos internos e a limitação no controle da microestrutura.

Segundo [2] e [5], nas últimas décadas, a metalurgia do pó tem se destacado como um método crescente na produção de componentes à base de superligas de níquel. Isso se deve ao desejo de melhorar tanto as propriedades quanto a viabilidade econômica desses componentes em comparação com outros métodos, além de possibilitar o desenvolvimento de novas microestruturas que não podem ser obtidas por processos tradicionais.

De maneira geral, a metalurgia do pó é classificada como um método de fabricação não convencional, pois utiliza energia mecânica para compactar o material em pó, moldando e densificando a peça. Esse processo é seguido pela aplicação de energia térmica durante a sinterização, que promove a coalescência das partículas, melhorando a adesão entre elas e resultando em propriedades aprimoradas. Adicionalmente, a metalurgia do pó permite o uso de pós metálicos e não metálicos como matéria-prima, consome menos energia, oferece maior precisão dimensional e frequentemente elimina a necessidade de acabamentos adicionais. Com isso, a metalurgia do pó tem mostrado um crescimento industrial significativo, contribuindo para a produção de peças homogêneas com uma precisão dimensional superior à das técnicas tradicionais, além de ser econômica devido à redução de custos com matéria-prima, energia e acabamentos [6,7], aliada a possibilidade de associar diferentes materiais, que seriam impossíveis de sintetizar por técnicas convencionais.

Vale destacar que a metalurgia do pó permite o desenvolvimento de ligas com características exclusivas, como a possibilidade de ajustar a composição química e obter diferentes fases no material. Essa técnica é particularmente eficaz para criar ligas de níquel, que são ideais para aplicações exigentes, pois oferecem resistência à corrosão, oxidação, altas temperaturas e baixo coeficiente de atrito. Assim, a metalurgia do pó possibilita a produção de materiais com propriedades específicas e aprimoradas para condições severas [8,9].

O propósito deste estudo experimental foi reproduzir superligas de níquel, uma vez que são obtidas por meio do processo de fundição, incorporando elementos como Cr, Al, Mo, Fe, Cu e Ti, utilizando a técnica de metalurgia do pó. Desse modo, o objetivo é aplicar tal técnica para produzir e caracterizar superligas à base de níquel – Monel 400, Hastelloy B2, Inconel 600 e Nimonic 80A - que ofereçam maior resistência mecânica e dureza associado a altas temperaturas, adequadas para uso em diversos componentes mecânicos.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

A metodologia deste estudo foi organizada em etapas sequenciais para garantir a sistematização e a precisão dos procedimentos, etapas essas divididas em dois grupos. Essas etapas foram definidas com base na lógica do processo de desenvolvimento e análise das ligas de níquel utilizando a técnica de metalurgia do pó. A Figura 1 exibe a rotação de produção utilizada e, ao longo desse tópico cada etapa é mencionada e explicada.

Figura 1: Rota de produção das superligas.



2.1 Seleção do pó de níquel base

2.1.1 Pesquisa bibliográfica

O primeiro passo deste estudo envolveu uma extensa pesquisa bibliográfica focada no processo de fabricação por metalurgia do pó. Esta revisão abrangeu técnicas de processamento, temperaturas e cargas de compactação mais utilizada para o material base (níquel), o estudo de ligas à base de níquel, metodologias de fabricação, e a investigação de materiais relacionados.

2.1.2 Preparação das amostras de Níquel

Após a revisão teórica, o estudo avançou para a fase experimental, iniciando pela seleção dos pós de níquel. Foram escolhidos três tipos distintos, provenientes de diferentes fabricantes e com variações na pureza: A ("Níquel em pó 99,9%" – ACS Científica), B ("Níquel em pó" – Dinâmica Química Contemporânea Ltda) e C ("Níquel em pó moído"). O objetivo dessa análise é determinar qual dos três será utilizado na preparação das superligas.

Para cada tipo de pó (A, B e C), foram preparadas amostras de 4 g utilizando uma balança de precisão (Balança Semi-analítica AD500 Marte) para garantir exatidão na pesagem. Em seguida, as amostras foram inseridas em uma matriz e submetidas ao processo de compactação com uma prensa hidráulica (Prensa Hidráulica 10 Toneladas Bovenau P10000). A compactação ocorreu em duas etapas: primeiro com uma carga de 7 toneladas, seguida de 9 toneladas, aplicadas de forma incremental, aumentando 1 tonelada a cada 10 segundos.

2.1.3 Análise Metalográfica das amostras de Níquel

Com as amostras devidamente compactadas, o próximo passo consistiu na

sinterização, realizada em um forno de alta temperatura (Forno Mufla Digital Microprocessado Zezimaq 50-1200°C) a 900 °C por 2 horas.

Após esse processo, as amostras passaram por um lixamento manual, visando obter uma superfície uniforme e isenta de imperfeições. Para isso, foram utilizadas lixas d'água de granulação 600, 800, 1000 e 1200, em sequência, assegurando um acabamento progressivo e homogêneo. Posteriormente, foi realizado o polimento com sílica coloidal em uma politriz de alta rotação (Politriz Metalográfica AROTEC Aropol 2V), utilizando um pano de polimento metalográfico tipo ALU, garantindo superfícies lisas e refletivas, fundamentais para a análise microscópica.

A análise estrutural foi realizada utilizando um microscópio óptico (Microscópio Metalográfico Platina Normal – Modelo IM 100 – 1ª) com lentes objetivas planacromáticas de longa distância de 5x, 10x, 20x, 40x e 80x. Foram capturadas imagens de pelo menos duas áreas diferentes de cada amostra para cada nível de ampliação, permitindo uma avaliação detalhada da microestrutura e a identificação de possíveis defeitos. Além disso, a análise da microestrutura revelou a coalescência dos grãos, indicando um comportamento significativo na compactação (para as duas cargas utilizadas – 9 e 10 toneladas) e sinterização dos pós de níquel testados. Com base nos resultados obtidos, o pó de níquel A ("Níquel em pó 99,9%" da ACS Científica) foi selecionado para a preparação das superligas, devido à sua melhor distribuição granulométrica e características microestruturais mais homogêneas.

2.2 Seleção e preparação das superligas de Níquel

Com base nos resultados obtidos das amostras de níquel puro (onde foi definido o pó a ser utilizado na produção das superligas – Níquel A), foi realizada uma nova pesquisa bibliográfica para selecionar as superligas de níquel a serem reproduzidas via metalurgia do pó. A seleção considerou as superligas com propriedades mecânicas superiores e a viabilidade de sua produção com os materiais disponíveis no laboratório. As superligas escolhidas foram Monel 400, Inconel 600, Hastelloy B2 e Nimonic 80A, e para cada superliga, as proporções dos elementos de liga são exibidas na Tabela 1.

TABELA 1. Composições das ligas selecionadas.

MONEL 400	INCONEL 600	HASTELLOY B2	NIMONIC 80A
% Ni (base)	% Ni (base)	% Ni (base)	% Ni (base)
% Fe (2,0)	% Cr (15,0)	% Mo (28,0)	% Cr (20,0)
% Cu (30,0)	% Fe (8,0)	-	% Ti (2,4)

Fonte: Autoria própria (2025).

Tais composições foram cuidadosamente pesadas, totalizando 40g de material para cada composição, divididas em amostras de 4g. A pesagem foi realizada utilizando a mesma balança de precisão, mencionada anteriormente.

2.2.1 Mistura, Compactação e Sinterização das Superligas

Dado o caráter heterogêneo das superligas, foi necessário realizar uma mistura intensiva para garantir a homogeneidade das amostras. Para isso, foi utilizado um torno mecânico – Nardini NODUS 220 GOLD - onde um recipiente de 5 L foi preso às castanhas para realizar a mistura das ligas. Este recipiente foi higienizado entre cada mistura para evitar qualquer contaminação cruzada. As misturas foram realizadas a uma

velocidade constante de 30 RPM durante 4 horas, garantindo uma distribuição uniforme dos elementos de liga. Após a mistura, cada amostra foi cuidadosamente transferida para a matriz de compactação, tomando precauções para evitar a segregação dos materiais.

As amostras foram compactadas utilizando diferentes combinações de carga e temperatura, conforme especificado na Tabela 2.

TABELA 2. Condições de compactação e sinterização das amostras.

Carga aplicada (T)	Temperatura (°C)
8	800
8	900
8	1000
9	800
9	900
9	1000
10	800
10	900
10	1000

Fonte: Autoria própria (2025).

As amostras foram então compactadas replicando as condições anteriores para assegurar a consistência dos parâmetros e utilizando a prensa hidráulica mencionada anteriormente.

Após a compactação, as amostras foram submetidas a um novo ciclo de sinterização na mufla previamente mencionada, seguindo as condições estabelecidas na Tabela 2. Em seguida, passaram pelo processo de lixamento, desta vez realizado na Politriz Metalográfica AROTEC Aropol 2V, utilizando as mesmas granulações de lixa (600, 800, 1000 e 1200) para garantir um acabamento uniforme. O polimento foi conduzido com alumina em suspensão, aplicada sobre um pano de polimento metalográfico tipo ALU, assegurando uma superfície adequada para a análise microscópica.

Com as superfícies polidas, foi realizado um teste de microdureza Vickers - Microdurômetro digital HMV 2T – Shimadzu – na escala HV0.05 em cada amostra, com 10 repetições. Nas amostras multifásicas, o teste de microdureza foi realizado em cada fase distinta para capturar variações de dureza dentro da mesma amostra.

2.2.2 Repetição e validação

Finalmente, o procedimento completo foi realizado para todas as 36 amostras, garantindo a repetição necessária para validar os resultados. Todas as etapas – pesagem, mistura, compactação, sinterização e teste de microdureza – foram conduzidas de maneira rigorosa e padronizada.

3 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Este tópico será dividido em duas partes para uma análise detalhada dos resultados. A primeira parte abordará a análise dos valores de microdureza Vickers obtidos para as diferentes amostras, destacando as variações observadas e os possíveis fatores que contribuíram para essas diferenças. A segunda parte focará na análise das imagens obtidas a partir da microscopia óptica, examinando as características microestruturais

das amostras e correlacionando-as com os valores de microdureza medidos.

3.1 Análise comparativa dos valores de Microdureza

Os valores apresentados para a microdureza Vickers (HV0.05) são médias obtidas a partir de 10 repetições para cada amostra. Onde buscou-se garantir maior confiabilidade e precisão nos resultados. Dito isto, a microdureza das amostras sinterizadas a 800 °C, 900 °C e 1000 °C foi avaliada considerando a variação da carga de compactação aplicada durante a conformação das superligas de níquel.

3.1.1 Sinterização a 800 °C

A Tabela 3 apresenta as médias dos valores obtidos para cada liga e suas respectivas fases, sinterizadas a 800 °C.

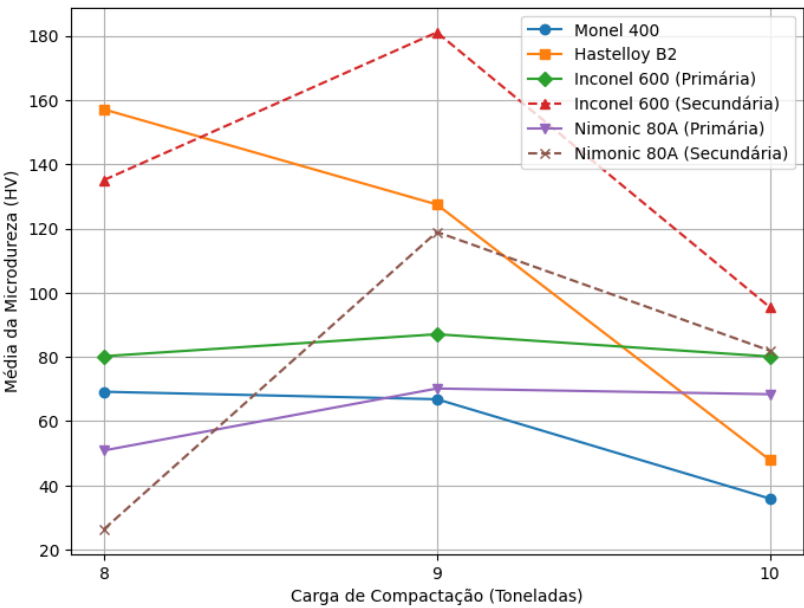
TABELA 3. Médias das microdurezas obtidas para cada liga utilizando 800 °C como temperatura de sinterização

	8 Toneladas	9 Toneladas	10 Toneladas
	Média	Média	Média
Monel 400	69,16	66,84	35,89
Hastelloy B2	157,71	127,48	47,92
Inconel 600 (Fase primária)	80,23	87,07	80,14
Inconel 600 (Fase secundária)	135,1	181,1	95,5
Nimonic 80A (Fase primária)	50,88	70,17	68,39
Nimonic 80A (Fase secundária)	26,37	118,92	81,96

Fonte: Autoria própria (2025).

Enquanto a Figura 2 ilustra graficamente a relação entre a carga de compactação e a microdureza medida.

Figura 2: Comparativo da média da microdureza a 800°C variando a carga de compactação.



Fonte: Autoria própria (2025).

Monel 400 (Ni-Cu-Fe) apresentou queda progressiva da microdureza (69,16 HV a 8 toneladas para 35,89 HV a 10 toneladas). A alta concentração de cobre pode ter inibido a formação de fases endurecidas, resultando em uma estrutura predominantemente dúctil. A redução da microdureza em 10 toneladas pode estar associada à formação de segregações ricas em cobre, que diminuem a resistência mecânica.

Hastelloy B2 (Ni-Mo) apresentou a maior microdureza inicial (157,71 HV a 8 toneladas), com queda acentuada para 47,92 HV a 10 toneladas. O molibdênio contribui para a formação de fases endurecidas, mas sua solubilidade na matriz pode ser alterada com o aumento da compactação, reduzindo sua eficiência no endurecimento da liga.

Inconel 600 (Ni-Cr-Fe) mostrou estabilidade na fase primária (80,23 HV a 8 toneladas para 80,14 HV a 10 toneladas), indicando que a matriz rica em níquel e ferro não sofreu alterações estruturais significativas. Já a fase secundária atingiu o pico em 9 toneladas (181,1 HV), sugerindo a formação de precipitados endurecedores de Cr e Fe, mas caiu para 95,5 HV em 10 toneladas, possivelmente devido à instabilidade térmica desses precipitados.

Nimonic 80A (Ni-Cr-Ti-Al) apresentou comportamento distinto entre suas fases. A fase primária teve um aumento da microdureza até 9 toneladas (70,17 HV), seguido de uma leve redução (68,39 HV), indicando que a matriz sofreu pouca variação estrutural. Já a fase secundária teve um aumento a 9 toneladas (118,92 HV), mas caiu para 81,96 HV em 10 toneladas, provavelmente devido à coalescência de precipitados de Ti e Al, reduzindo a dureza efetiva.

Os resultados indicam que a formação de precipitados endurecedores, principalmente em ligas ricas em Cr, Ti e Mo, influencia diretamente a microdureza. Compactações com alta carga podem alterar a estabilidade dessas fases, reduzindo a resistência mecânica.

3.1.2 Sinterização a 800 °C

A microdureza das ligas sinterizadas a 900°C apresentou variações em função da carga de compactação, indicando possíveis mudanças microestruturais. A Tabela 4 exibe os valores obtidos.

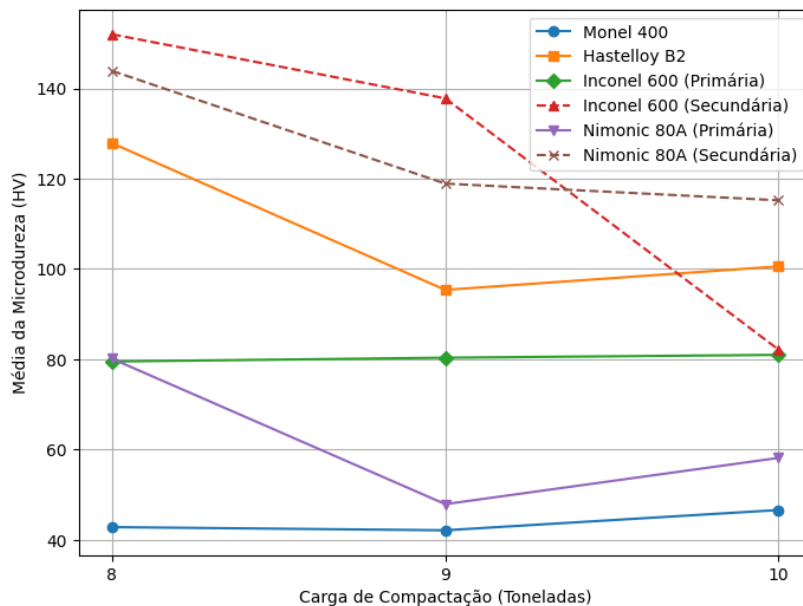
TABELA 4. Médias das microdurezas obtidas para cada liga utilizando 900 °C como temperatura de sinterização

	8 Toneladas	9 Toneladas	10 Toneladas
	Média	Média	Média
Monel 400	42,82	42,12	46,61
Hastelloy B2	127,87	95,37	100,58
Inconel 600 (Fase primária)	79,51	80,35	80,98
Inconel 600 (Fase secundária)	152	137,8	82,129
Nimonic 80A (Fase primária)	80,13	47,91	58,16
Nimonic 80A (Fase secundária)	143,9	118,92	115,22

Fonte: Autoria própria (2025).

A Figura 3 exibe o gráfico referente a faixa de temperatura em questão, proporcionando uma análise visual mais clara em relação aos valores obtidos para as médias de microdureza.

Figura 3: Comparativo da média da microdureza a 900°C variando a carga de compactação.



Fonte: Autoria própria (2025).

A microdureza das superligas sinterizadas a 900°C está diretamente relacionada à sua composição química e às fases formadas durante o processo térmico, uma vez que cada elemento influencia a formação e estabilidade das fases endurecedoras.

A liga Monel 400 (Ni-Cu-Fe) apresentou microdureza relativamente constante, com valores variando entre 42,12 HV (9 toneladas) e 46,61 HV (10 toneladas). Essa estabilidade se deve à sua composição essencialmente composta por níquel e cobre, que não favorece a formação de precipitados endurecedores em temperaturas moderadas.

A liga Hastelloy B2 (Ni-Mo) demonstrou maior microdureza a 8 toneladas (127,87 HV), com redução em 9 toneladas (95,37 HV) e leve recuperação em 10 toneladas (100,58 HV). Essa variação pode estar associada à redistribuição do molibdênio, que em elevadas temperaturas pode promover a dissolução de fases endurecedoras, reduzindo a resistência da matriz.

O Inconel 600 (Ni-Cr-Fe) apresentou estabilidade na fase primária, mantendo valores entre 79,51 HV (8 toneladas) e 80,98 HV (10 toneladas). Isso ocorre porque o cromo presente na liga confere resistência mecânica, enquanto o ferro em menor quantidade evita variações muito altas. Já a fase secundária do Inconel 600 teve maior microdureza em 8 toneladas (152 HV), reduzindo progressivamente para 82,13 HV em 10 toneladas, o que indica uma possível dissolução de precipitados ricos em cromo que contribuem para o endurecimento da liga.

A liga Nimonic 80A (Ni-Cr-Ti-Al) apresentou redução acentuada na microdureza de sua fase primária, passando de 80,13 HV (8 toneladas) para 47,91 HV (9 toneladas) e recuperando parcialmente para 58,16 HV (10 toneladas). A fase secundária seguiu um comportamento semelhante, reduzindo de 143,9 HV (8 toneladas) para 118,92 HV (9 toneladas) e 115,22 HV (10 toneladas). Essa queda pode ser explicada pela solubilização dos precipitados de titânio e alumínio, que são essenciais para o endurecimento por precipitação característico dessa liga.

Os resultados indicam que, a 900°C, a estabilidade da microdureza das superligas depende da composição química e da redistribuição dos elementos de liga. A dissolução de precipitados e a interação entre os elementos, especialmente Cr, Mo, Ti e Al,

influenciam diretamente a dureza das fases formadas, afetando a resistência mecânica final das amostras.

3.1.3Sinterização a 1000 °C

A Tabela 5 apresenta os valores médios de microdureza obtidos para as amostras sinterizadas a 1000°C.

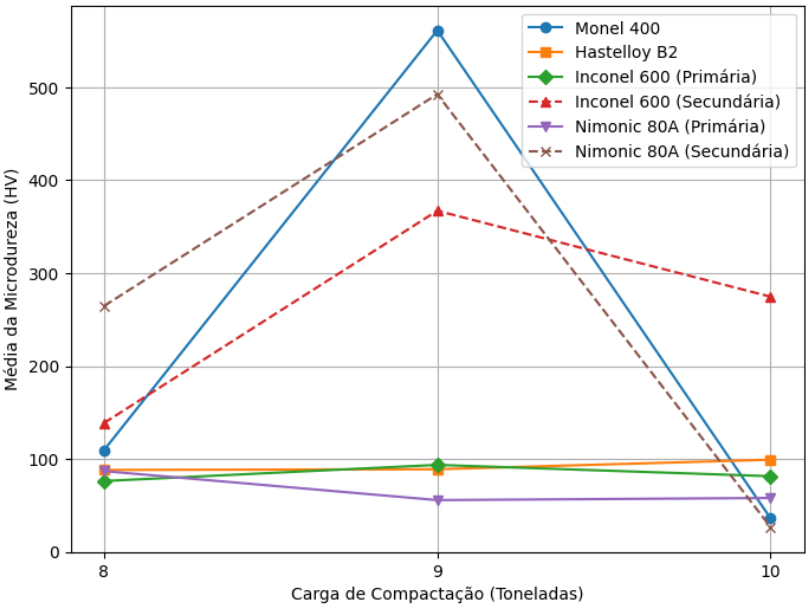
TABELA 5. Médias das microdurezas obtidas para cada liga utilizando 1000 °C como temperatura de sinterização

	8 Toneladas	9 Toneladas	10 Toneladas
	Média	Média	Média
Monel 400	109,5	561,2	36,61
Hastelloy B2	88,23	89	99,24
Inconel 600 (Fase primária)	76,31	93,67	81,5
Inconel 600 (Fase secundária)	138,7	367,1	274,6
Nimonic 80A (Fase primária)	87,01	55,78	58,09
Nimonic 80A (Fase secundária)	264,62	492,5	26,7

Fonte: Autoria própria (2025).

O gráfico (Figura 4) abaixo ilustra os valores médios de microdureza das amostras sinterizadas a 1000°C, conforme detalhado na Tabela 5.

Figura 4: Comparativo da média da microdureza a 1000°C variando a carga de compactação.



Fonte: Autoria própria (2025).

O Monel 400, que possui alto teor de níquel e 30% de cobre, apresentou uma microdureza elevada a 8 toneladas (109,5 HV), seguida por um aumento expressivo a 9 toneladas (561,2 HV) e uma redução drástica a 10 toneladas (36,61 HV). Esse comportamento pode ser atribuído à formação de uma fase endurecedora transitória a 9 toneladas, potencialmente devido à segregação de cobre, que reduz a resistência mecânica em temperaturas elevadas.

O Hastelloy B2, com 28% de molibdênio, apresenta estabilidade nos valores de microdureza, oscilando entre 88,23 HV a 8 toneladas e 99,24 HV a 10 toneladas. O molibdênio contribui para o endurecimento por solução sólida e estabilidade térmica, evitando variações bruscas na microdureza ao longo da compactação.

A liga Inconel 600, composta principalmente por níquel e cromo, apresentou microdureza na fase primária relativamente estável, variando entre 76,31 HV e 93,67 HV. A fase secundária, contudo, exibiu um comportamento distinto, com um pico significativo a 9 toneladas (367,1 HV) e uma redução para 274,6 HV a 10 toneladas. O aumento da microdureza pode estar associado à precipitação de fases ricas em cromo e a dissolução parcial dessas fases na carga mais elevada.

O Nimonic 80A, que contém cromo, alumínio e titânio, mostrou um comportamento peculiar. A fase primária apresentou valores relativamente baixos e estáveis (87,01 HV a 8 toneladas e 58,09 HV a 10 toneladas). Já a fase secundária atingiu 264,62 HV a 8 toneladas e 492,5 HV a 9 toneladas, mas caiu drasticamente para 26,7 HV a 10 toneladas. Esse declínio pode estar relacionado à coalescência e crescimento excessivo de precipitados γ' ($\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$), resultando em uma redução da resistência mecânica.

3.1.4 Comparativo com a Microdureza comercial

A análise comparativa entre os valores de microdureza obtidos experimentalmente e aqueles reportados na literatura para as superligas Monel 400, Inconel 600, Hastelloy B2 e Nimonic 80A revela diferenças significativas associadas à rota de processamento adotada. Os valores comerciais, obtidos por fundição, representam um estado consolidado e otimizado das ligas, enquanto os valores medidos neste estudo refletem a microdureza das amostras sinterizadas a partir de pós metálicos compactados e sinterizados a diferentes temperaturas.

A Monel 400, que apresenta microdureza comercial variando entre 100 HV e 160 HV [12], exibiu valores inferiores para amostras sinterizadas a 800°C e 900°C, com médias variando entre 35,89 HV e 69,16 HV. Entretanto, quando sinterizada a 1000°C, a microdureza atingiu um pico de 561,2 HV para 9 toneladas de compactação, reduzindo drasticamente para 36,61 HV com 10 toneladas. Esse comportamento sugere que, em condições específicas, pode ocorrer a formação de fases endurecidas temporárias, possivelmente devido à interação do níquel com o cobre presente na liga. No entanto, a queda brusca para 10 toneladas pode indicar uma instabilidade microestrutural, resultando na perda da resistência mecânica.

O Hastelloy B2, cuja microdureza comercial varia entre 180 HV e 250 HV [11], apresentou valores significativamente inferiores em todas as condições de sinterização estudadas. Os valores experimentais variaram de 47,92 HV a 157,71 HV, sendo que mesmo a 1000°C, a microdureza máxima registrada foi de 99,24 HV. Essa diferença pode ser atribuída à ausência de uma fase endurecedora expressiva no material sinterizado, uma vez que o Hastelloy B2 é predominantemente constituído por níquel e molibdênio. A menor capacidade de endurecimento por solução sólida e a ausência de elementos precipitadores podem justificar essa redução na microdureza.

O Inconel 600, com microdureza comercial reportada entre 135 HV e 170 HV [10], apresentou comportamento variável dependendo da fase analisada. A fase primária da liga manteve valores relativamente estáveis, variando entre 76,31 HV e 93,67 HV, ficando abaixo do intervalo comercial em todas as condições. Já a fase secundária, que se destacou pela presença de precipitados endurecedores, atingiu valores próximos ou

superiores aos comerciais, com um pico de 367,1 HV para 9 toneladas a 1000°C. Esse aumento pode estar relacionado à segregação localizada de cromo e ferro, promovendo o endurecimento da fase. Entretanto, a redução observada para 10 toneladas (274,6 HV) sugere a ocorrência de coalescência ou crescimento excessivo dos precipitados, reduzindo a resistência mecânica.

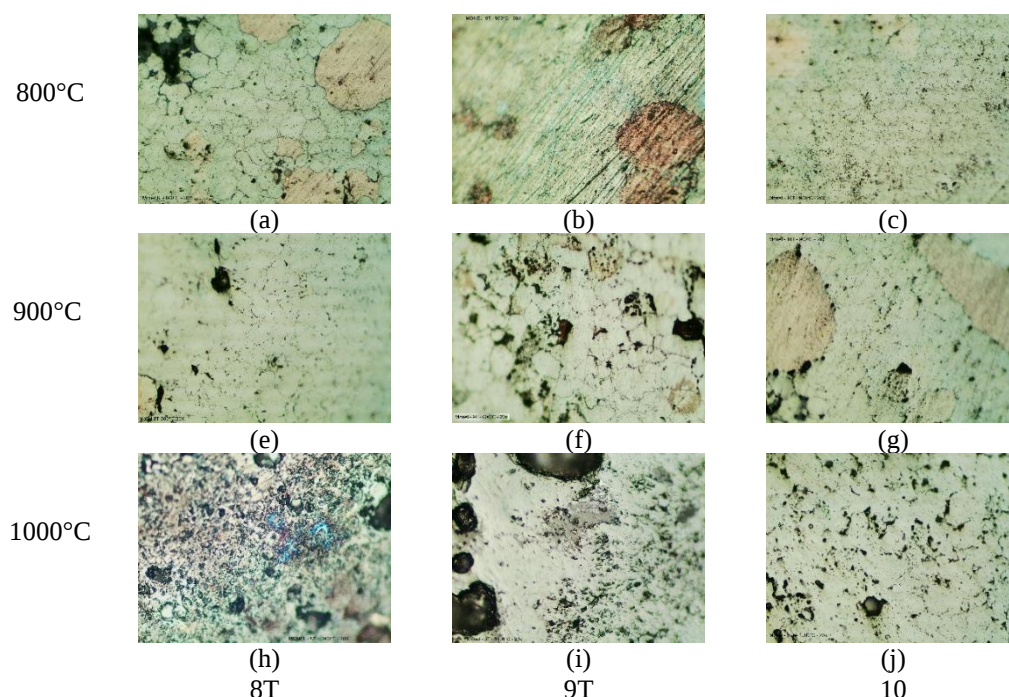
A Nimonic 80A, que possui uma microdureza comercial média de 300 HV [13], apresentou uma discrepância ainda mais evidente. A fase primária apresentou microdureza máxima de apenas 87,01 HV (1000°C – 8 toneladas), enquanto a fase secundária chegou a 492,5 HV (1000°C – 9 toneladas), mas reduziu drasticamente para 26,7 HV em 10 toneladas. A significativa diferença entre as fases reforça o papel dos elementos de liga, como titânio e alumínio, na estabilização da microestrutura. A elevação da microdureza na fase secundária pode indicar a formação de fases endurecedoras baseadas em precipitados γ' ($\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$), típicos da Nimonic 80A. No entanto, a queda abrupta para 10 toneladas pode estar associada à dissolução ou instabilidade desses precipitados, comprometendo a resistência do material.

3.2 Análise das Microestruturas

3.2.1 Monel 400

A avaliação da microdureza do Monel 400 em diferentes condições de sinterização permite correlacionar a evolução microestrutural com os valores obtidos. A Figura 5 exibe as imagens obtidas via microscopia óptica.

Figura 5: Imagens obtidas via microscopia óptica para a superliga Monel 400.



Fonte: Autoria própria (2025).

A microestrutura das amostras sinterizadas a 800 °C apresenta uma matriz com contornos de partículas ainda bem definidos e pouca coalescência entre os grãos. Nota-se a presença de regiões ricas em cobre (Cu) e níquel (Ni), com uma separação clara entre as fases, indicando que o processo de difusão ainda é limitado a essa temperatura.

Além disso, algumas regiões exibem microtrincas e poros intergranulares, o que pode justificar a redução dos valores de microdureza conforme a compactação aumenta (69,16 HV a 35,89 HV). O decréscimo na dureza com o aumento da carga de compactação pode estar relacionado a uma possível variação na ligação entre partículas, onde uma maior compactação pode ter reduzido a área efetiva de contato entre algumas regiões.

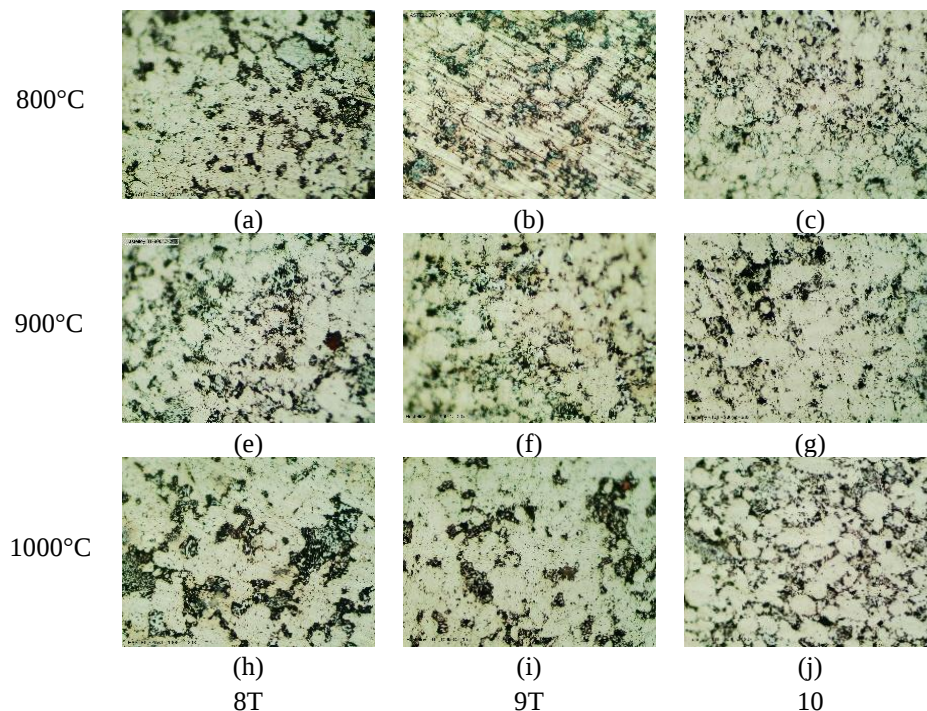
Na temperatura de 900 °C, observa-se um aumento na interação entre as partículas, com uma fusão parcial mais evidente entre as regiões de níquel e cobre. A presença de ilhas ricas em cobre ainda é perceptível, mas com uma distribuição mais homogênea em relação às amostras sinterizadas a 800°C. A microestrutura sugere uma maior ligação entre os grãos, resultando em uma dureza mais estável, variando entre 42,12 HV e 46,61 HV. A leve redução em relação a 800°C pode indicar o crescimento de regiões mais dúcteis na liga, levando a uma menor resistência ao ensaio de microdureza.

Para a sinterização a 1000 °C, as imagens revelam uma microestrutura muito mais interconectada, com menor separação entre as fases e uma interação mais intensa entre os elementos da liga. Algumas regiões exibem alterações na coloração, sugerindo oxidação superficial ou mudanças na composição química local. O comportamento da microdureza se torna mais irregular, com um valor extremamente alto de 561,2 HV para a amostra compactada a 9 toneladas, o que pode indicar formação localizada de precipitados endurecedores. No entanto, a queda brusca para 36,61 HV na compactação de 10 toneladas sugere uma possível formação de regiões mais frágeis devido ao crescimento excessivo das partículas, reduzindo a resistência mecânica em algumas áreas.

3.2.2 Hastelloy B2

As imagens (Figura 6) representam a microestrutura da superliga Hastelloy B2 sinterizada a diferentes temperaturas (800 °C, 900 °C e 1000 °C) e sob diferentes cargas de compactação (8T, 9T e 10T).

Figura 6: Imagens obtidas via microscopia óptica para a superliga Hastelloy B2.



Fonte: Autoria própria (2025).

As figuras (a), (b) e (c) mostram uma microestrutura heterogênea, com regiões ricas em molibdênio distribuídas de forma irregular. Os contornos das partículas ainda estão bem definidos, indicando difusão limitada entre os grãos e presença de poros intergranulares. Os valores de microdureza revelam uma redução expressiva com o aumento da compactação, variando de 157,71 HV (8T, Fig. a) para 127,48 HV (9T, Fig. b) e 47,92 HV (10T, Fig. c). Essa queda pode estar associada à fragmentação das partículas sob altas pressões, dificultando a formação de ligações metalúrgicas eficientes. Além disso, a presença de poros interconectados compromete a resistência mecânica, especialmente em amostras compactadas a 10 toneladas.

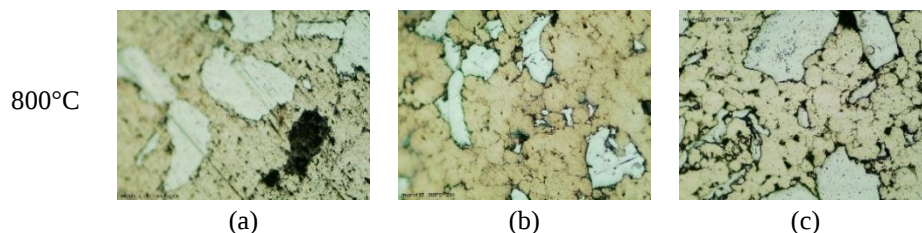
Nas micrografias (e), (f) e (g), observa-se um aumento na interação entre as partículas, sugerindo um avanço no processo de difusão. No entanto, ainda há zonas de segregação de molibdênio, o que pode resultar em variações localizadas na dureza. Os valores médios de microdureza indicam um comportamento menos uniforme. A amostra compactada a 8 toneladas (Fig. e) apresentou 127,87 HV, seguido por uma redução para 95,37 HV (9T, Fig. f) antes de um leve aumento para 100,58 HV (10T, Fig. g). Esse comportamento pode estar associado a um equilíbrio entre a coalescência dos contornos de grão e a influência da compactação, que pode gerar deformação localizada e possíveis microtrincas.

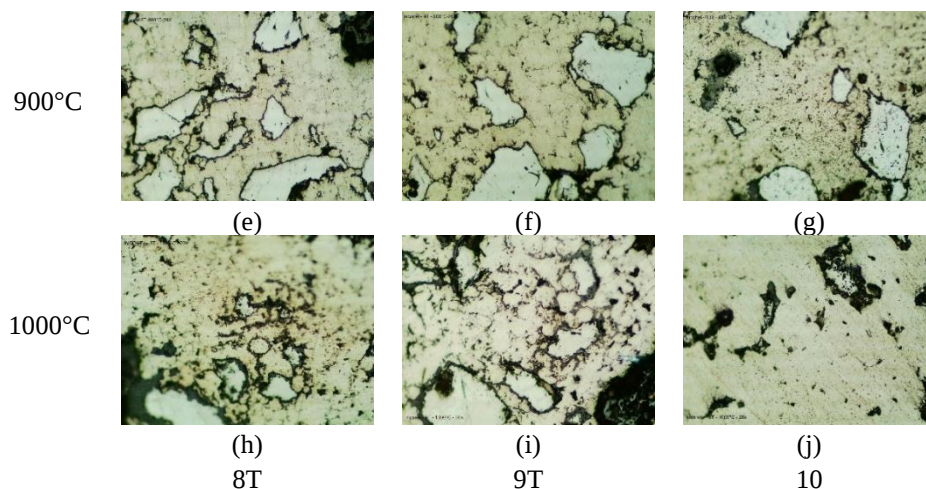
As figuras (h), (i) e (j) mostram uma microestrutura com maior interconectividade entre os grãos e redução nas interfaces entre partículas, evidenciando um avanço no processo de sinterização. No entanto, algumas regiões sugerem a formação de precipitados endurecedores, devido à maior mobilidade dos átomos de molibdênio. Os valores médios de microdureza apresentam maior estabilidade mecânica, variando de 88,23 HV (8T, Fig. h) a 99,24 HV (10T, Fig. j). A comparação com os resultados obtidos a 800°C revela que, apesar da melhor sinterização, pode ter ocorrido crescimento excessivo dos grãos ou formação de fases frágeis, reduzindo a dureza final do material. Além disso, as regiões escurecidas nas imagens podem indicar oxidação superficial ou formação de compostos intermetálicos. A microestrutura das amostras sinterizadas a 800 °C apresenta uma matriz com contornos de partículas ainda bem definidos e pouca coalescência entre os grãos. Nota-se a presença de regiões ricas em cobre (Cu) e níquel (Ni), com uma separação clara entre as fases, indicando que o processo de difusão ainda é limitado a essa temperatura. Além disso, algumas regiões exibem microtrincas e poros intergranulares, o que pode justificar a redução dos valores de microdureza conforme a compactação aumenta (69,16 HV a 35,89 HV). O decréscimo na dureza com o aumento da carga de compactação pode estar relacionado a uma possível variação na ligação entre partículas, onde uma maior compactação pode ter reduzido a área efetiva de contato entre algumas regiões.

3.2.3 Inconel 600

A Figura 7 contém as imagens referentes a liga Inconel 600.

Figura 7: Imagens obtidas via microscopia óptica para a superliga Inconel 600.





Fonte: Autoria própria (2025).

As imagens (a), (b) e (c) mostram uma microestrutura com grãos bem definidos e interfaces evidentes, indicando que a difusão ainda é limitada. A presença de regiões escuras sugere a formação de precipitados e possíveis zonas de segregação de elementos como cromo e ferro. A porosidade interconectada é notável, podendo afetar a resistência mecânica da liga. A fase primária do Inconel 600 apresenta microdureza relativamente estável, variando de 80,23 HV a 87,07 HV, enquanto a fase secundária apresenta valores superiores (135,1 HV a 181,1 HV), sugerindo a presença de compostos endurecedores. A amostra sinterizada com 10 toneladas (c) apresenta uma queda na dureza da fase secundária (95,5 HV), possivelmente devido a um crescimento de grão descontrolado ou dissolução parcial dos precipitados.

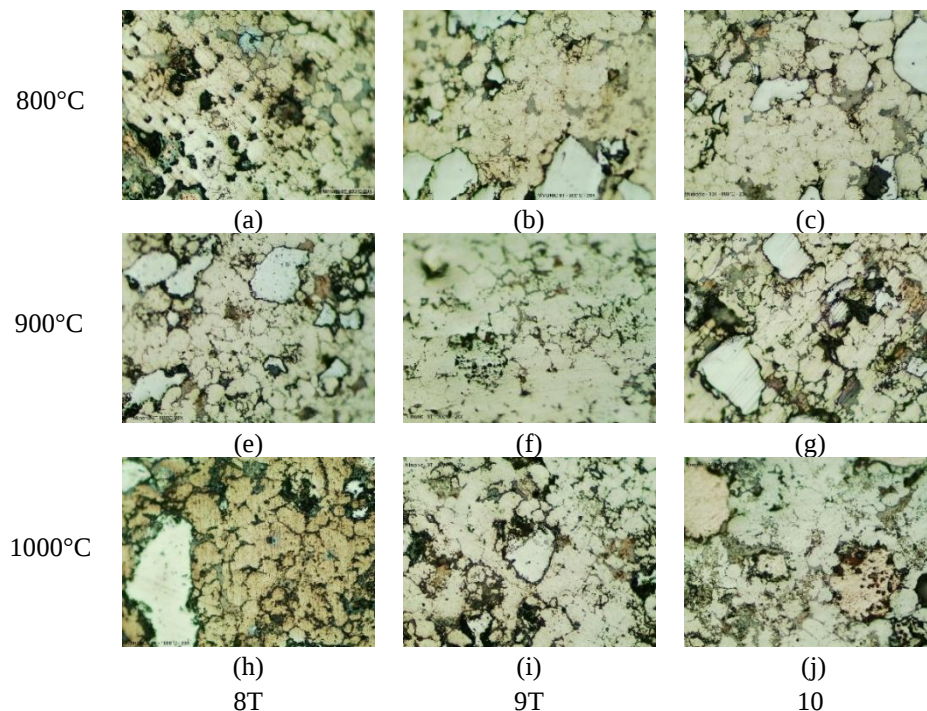
Nas imagens (e), (f) e (g), nota-se uma maior coalescência dos grãos e uma redução da porosidade em relação à sinterização a 800°C. O aumento da temperatura favorece a difusão dos elementos de liga, resultando em uma microestrutura mais homogênea. No entanto, ainda há regiões onde a segregação dos constituintes da liga pode ser observada. A fase primária do Inconel 600 mantém valores próximos aos registrados em 800 °C (79,51 HV a 80,98 HV), enquanto a fase secundária sofre uma redução significativa na microdureza (152 HV a 82,129 HV). Isso sugere que a temperatura favorece a dissolução parcial dos precipitados, tornando a matriz menos resistente. A amostra de 10 toneladas (g) exibe uma distribuição de grãos mais uniforme, com redução da dureza na fase secundária, indicando uma possível coalescência dos precipitados ou um equilíbrio metalúrgico mais favorável.

As imagens (h), (i) e (j) revelam um estágio avançado de sinterização, com menor porosidade e contornos de grão menos nítidos, indicando maior fusão entre as partículas. Regiões escuras sugerem a formação de fases secundárias ricas em elementos de liga, e o crescimento excessivo de grão pode estar comprometendo a resistência mecânica da liga. A fase primária apresenta microdureza variando de 76,31 HV a 93,67 HV, valores próximos aos das temperaturas anteriores, indicando que a matriz metálica mantém suas propriedades estruturais. Já a fase secundária mostra uma ampla variação na dureza, com valores que vão de 138,7 HV a 367,1 HV, sugerindo segregação intensa e possível precipitação de compostos endurecedores. A amostra de 9 toneladas (i) apresenta a maior dureza secundária (367,1 HV), enquanto a de 10 toneladas (j) sofre uma redução para 274,6 HV, possivelmente devido ao crescimento excessivo dos grãos ou dissolução parcial dos precipitados.

3.2.4 Nimonic 80A

A Figura 8 apresenta micrografias ópticas da superliga Nimonic 80A sinterizada em diferentes temperaturas (800 °C, 900 °C e 1000 °C) e submetida a pressões de compactação de 8, 9 e 10 toneladas, evidenciando as variações microestruturais resultantes das condições de processamento.

Figura 8: Imagens obtidas via microscopia óptica para a superliga Nimonic 80A.



Fonte: Autoria própria (2025).

Nas imagens (a), (b) e (c), observa-se uma microestrutura caracterizada por uma matriz metálica com partículas dispersas de fases secundárias. A fase primária do Nimonic 80A apresenta microdurezas médias variando de 50,88 HV a 70,17 HV, indicando uma estrutura relativamente fina e menos coalescida. A presença do Inconel 600 como fase primária e secundária sugere a formação de precipitados endurecedores, com valores de microdureza superiores em relação à matriz do Nimonic 80A. A distribuição das partículas brancas, possivelmente ricas em titânio e alumínio, sugere a presença de precipitados γ' ($\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$), essenciais para o fortalecimento da liga. Nota-se ainda alguma porosidade intergranular, o que pode impactar negativamente as propriedades mecânicas.

As imagens (e), (f) e (g) indicam uma evolução microestrutural significativa em comparação com a sinterização a 800°C. A fase primária do Nimonic 80A apresenta microdureza média de 47,91 HV a 80,13 HV, sugerindo um aumento na coalescência dos precipitados endurecedores. A fase secundária do Nimonic 80A, com valores de microdureza mais elevados (até 143,9 HV), evidencia um refinamento e possível precipitação de fases secundárias mais duras, como a fase γ' e carbonetos ricos em Cr. A estrutura parece mais homogênea, e os contornos de grão tornam-se mais visíveis devido ao crescimento dos grãos metálicos.

Nas imagens (h), (i) e (j), a microestrutura demonstra um crescimento de grãos mais evidente, com maior interconectividade entre as fases. A fase primária do Nimonic

80A tem microdureza variando entre 55,78 HV e 87,01 HV, enquanto a fase secundária apresenta ampla variação, alcançando 492,5 HV em algumas regiões. Esse aumento expressivo da microdureza na fase secundária indica uma maior precipitação de partículas duras, provavelmente γ' e carbonetos de titânio ou cromo. No entanto, em alguns pontos, observa-se uma possível segregação de fases, o que pode comprometer a tenacidade do material.

4 CONSIDERAÇÕES FINAIS

Os resultados obtidos neste estudo permitiram avaliar a influência da temperatura de sinterização e da carga de compactação na microdureza das superligas de níquel Monel 400, Hastelloy B2, Inconel 600 e Nimonic 80A. A análise comparativa entre as temperaturas de sinterização de 800 °C, 900 °C e 1000 °C demonstrou que cada liga apresentou um comportamento específico em relação à microdureza, influenciado por sua composição química e pela formação de fases endurecedoras.

Além disso, este estudo investigou a viabilidade da produção de superligas de níquel por meio da técnica de metalurgia do pó, avaliando a influência dos parâmetros de compactação e sinterização nas propriedades mecânicas e microestruturais das ligas desenvolvidas. A pesquisa confirmou que a metalurgia do pó se apresenta como uma alternativa eficaz para a fabricação dessas superligas, permitindo o controle preciso da composição e a obtenção de microestruturas homogêneas, além de proporcionar um melhor aproveitamento da matéria-prima e redução de desperdícios.

Na sinterização a 800°C, observou-se uma tendência geral de queda da microdureza com o aumento da carga de compactação, especialmente para as ligas Monel 400 e Hastelloy B2, sugerindo que a maior compactação pode ter influenciado a distribuição dos elementos de liga, dificultando a formação de fases endurecedoras. As ligas Inconel 600 e Nimonic 80A apresentaram comportamento mais variável, com aumento da microdureza em determinadas fases para cargas intermediárias, indicando que a formação e estabilidade de precipitados endurecedores são influenciadas tanto pela temperatura quanto pela pressão aplicada.

A 900 °C, os resultados mostraram um comportamento distinto entre as ligas, com algumas mantendo uma microdureza relativamente constante, como o Monel 400, enquanto outras, como o Hastelloy B2, apresentaram variações, indicando uma possível redistribuição de elementos de liga. O Inconel 600 e o Nimonic 80A exibiram uma queda progressiva na microdureza em algumas fases, sugerindo a dissolução de precipitados, o que pode comprometer a resistência mecânica da liga.

Na sinterização a 1000°C, os resultados indicaram uma maior instabilidade microestrutural, especialmente para o Monel 400 e o Nimonic 80A, que apresentaram picos de microdureza seguidos por quedas abruptas. Esse comportamento pode estar associado à formação e posterior dissolução de precipitados endurecedores, demonstrando que temperaturas mais elevadas podem favorecer a coalescência e o crescimento das fases, reduzindo a dureza efetiva do material. O Hastelloy B2 manteve uma microdureza relativamente estável, enquanto o Inconel 600 apresentou variações acentuadas na fase secundária, sugerindo uma influência direta da temperatura e compactação na estabilidade das fases formadas.

Portanto, a análise conjunta dos resultados sugere que a escolha adequada da carga de compactação é essencial para otimizar a microdureza das superligas de níquel. Cargas de compactações muito altas podem comprometer as propriedades mecânicas devido a efeitos microestruturais adversos, enquanto cargas intermediárias tendem a proporcionar melhores resultados. Dessa forma, este estudo contribui para o entendimento do

comportamento das superligas de níquel sinterizadas e oferece subsídios para o aprimoramento de processos de fabricação via metalurgia do pó, visando aplicações industriais que demandam alta resistência mecânica e estabilidade microestrutural.

REFERÊNCIAS

- [1] BUTTON, S.T. Conformação Plástica dos Metais. Escola Politécnica Universidade de São Paulo, São Paulo, 2011.
- [2] Gonzatti, Rodrigo; Martins, Vinicius; Júnior, Paulo Ricardo Böesch; Schaeffer, Lírio. ESTUDO DO COMPORTAMENTO DE LIGAS DE NIQUEL OBTIDAS POR METALURGIA DO PÓ , p. 9-18. In: 12º Seminário de Metais Não Ferrosos, São Paulo, 2011. ISSN: 2594-5300 , DOI 10.5151/2594-5300-17982.
- [3] Tracey, V. Nickel sintered steels—Developments, status and prospects. Met. Powder Rep. 1992, 47, 49. [Google Scholar] [CrossRef].
- [4] Upadhyaya, G.S. Sintered Metallic and Ceramic Materials-Sintered Low-Alloy Ferrous Materials; John Wiley & Sons LTD: West Sussex, UK, 2000. [Google Scholar].
- [5] Níquel disponível em: <https://www.infomet.com.br/metais-e-ligas-assuntos.php?cod_secao=13>. Acesso em: 26/08/2024.
- [6] CHIAVERINI, V., Metalurgia do pó, ABM, 4a edição, 2001.
- [7] Filho, E. B.; Silva, I. B.; Batalha G. F.; Button, S. T. Conformação plástica dos metais. 6.ed. São Paulo: EPUSP, 2011.
- [8] Parucker, M.; Klein, A.. Desenvolvimento de ligas sinterizadas de Níquel para aplicações como matriz de materiais compósitos. Revista Eletrônica de Materiais e Processos, América do Sul, 9 7 07 2014.
- [9] Yin, F. S., Sun, X. F., Li, J. G., Guan, H. R., Hu Z. Q. Preparation of a (Ti, Nb, W)C particulate reinforced nickel-base superalloy via super-high temperature treatment of melt. Materials Letters, 57, 3377–3380, 2003.
- [10] Dustre. Inconel 600. Disponível em: <https://dustre.com.br/produtos-ligas-especiais/inconel-600/>. Acesso em: 22 mar. 2025.
- [11] Dustre. Hastelloy B2. Disponível em: <https://dustre.com.br/produtos-ligas-especiais/hastelloy-b2/>. Acesso em: 22 mar. 2025.
- [12] Dustre. Monel 400. Disponível em: <https://dustre.com.br/produtos-ligas-especiais/monel-400/>. Acesso em: 22 mar. 2025.
- [13] Emily Metal. Nickel Alloy 80A (Nimonic 80A) Round Bar. Disponível em: <https://pt.emilymetal.com/nickel-alloy-80a-nimonic-80a-round-bar.html>. Acesso em: 22 mar. 2025.