

Toz Metalurjisi (T/M) Süperalaşımı Rene 95'in Yüksek Sıcaklık ve Sabit Basıncıta Üretimi ve Mikroyapı Özellikleri

M.Oktay ALNIAK, Fevzi BEDİR
Bahçeşehir Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, 34538 İSTANBUL
Süleyman Demirel Üniversitesi Makine Mühendisliği Bölümü, 32260 İSPARTA

ÖZET

Bu çalışmada, Ni esaslı süperalaşım, T/M Rene 95 metal tozlar yüksek sıcaklık ve sabit basınç altında (HIP) sıkıştırılarak kompozit üretilmiştir. Gaz atomizasyon yöntemi ile üretilmiş düşük C içerikli T/M Rene 95 süperalaşım tozlar önce kalıplanmış sonra vakumlanmış, HIP işlemi yardımı ile sıkıştırılmış, daha sonra ısıl işleme tabi tutulmuş ve talaşlı işlemeden sonra işlem tamamlanmıştır. Birincil tane sınırlarında (BTS) MC karbür çökmesini azaltmak amacı ile iki aşamalı HIP operasyonu uygulanmıştır. Solvus sıcaklığı altında üretilen T/M Rene 95 numunelerin karakteristik mikroyapısı ince taneli çift fazlı anayapı içerisinde deformasyona uğramamış düzgün dağılımlı toz tanecikleri göstermiştir. Daha sonra ısıl işlem etkisinin tane büyüklüğü üzerine etkisini araştırmak amacı ile bazı numunelere solvus sıcaklığının altında 1100°C sıcaklıkta, 1 saat ısıl işlem müteakiben hızlı soğutma uygulanmıştır. Diğer numunelere ise solvus sıcaklığının üzerinde 1200°C'de 2 saat tane irileşmesi ısıl işlemine müteakiben yavaş soğutma işlemi uygulanmıştır. Ortalama tane boyutu sırası ile ince taneler için 7 µm ve kaba taneler için 50 µm olarak ölçülmüştür.

Anahtar Kelimeler: Toz metalurjisi, Ni esaslı süperalaşım, Rene 95, HIP, intermetalik faz.

Production of P/M Superalloy Rene 95 at Elevated Temperatures by Hot Isostatically Pressure

ABSTRACT

In this study, Ni-based superalloy composite was produced by hot isostatically pressing (HIP) using P/M Rene 95 powders. P/M Rene 95 superalloy powder with low carbon content, which is produced by inert gas atomization, was first located into pre-shaped container, then gas evacuated, hot isostatically pressed and compacted, later on heat treated, and machined to finish. A dual-stage HIP was used to minimize MC carbide precipitation at prior particle boundaries (PPB). Typical microstructure of P/M Rene 95 compacts produced at sub-solvus temperature exhibited a uniform dispersion of a few underformed powder particles in a fine grained microdublex matrix. Later, to investigate the heat treatment effect on grain size, some compacts were applied to heat treatment for 1 hour at a sub solvus temperature of 1100°C followed by fast cooling. The other compacts were applied grain coarsening treatment of 2 hours at super-solvus temperature of 1200 °C followed by slow cooling. The average grain sizes were measured as 7 µm fine, and 50 µm coarse grains respectively.

Keywords: Powder metallurgy, Ni base superalloys, HIP, Rene 95, Intermetallic phase.

1. GİRİŞ

Günümüzde T/M süperalaşım yüksek performanslı uçak motorlarının yüksek gerilmeye maruz kritik parçalarında yaygın olarak kullanılmaktadır (1,2). Ağır çalışma şartlarından dolayı mikroyapıdaki tutarlılık ve T/M süperalaşımın kimyasal içeriği güvenilirlik ve emniyet açısından önemlidir. HIP operasyonu T/M süperalaşım üretiminde vazgeçilmez bir yöntemidir. Böylece üretim aşamasında mikroyapıdaki gelişimin incelenmesi HIP işleminin anlaşılmasında ve optimum parametrelerinin belirlenmesinde önemlidir (3).

Metallerarası faz özelliğine sahip alaşımların mukavemet ve sünekliği, mikroyapı ve üretim şartlarına bağlıdır. T/M süperalaşım parça üretiminde üretim

sıcaklıklarının kontrol edilmesi (γ' solvus eğrisinin altında) ince taneli mikroyapı elde edilmesi açısından oldukça önemlidir. Bu durum kompozitin mekanik özelliklerini etkilemektedir. Türbin motor parçaları bilinen T/M yöntemleri ile de imal edilebilmektedir. Bu yöntemlerde süperalaşım tozlar önce kalıplanmakta, daha sonra şekillendirilmekte ve ısıl işlemin ardından parça işlenerek nihai haline getirilmektedir. Waspaloy veya diğer dövme Ni esaslı süperalaşımlarda olduğu gibi, Rene 95'te de bu metot kullanılarak, anayapı içerisinde kaba γ' fazının uygun dağılımını sağlanmaktadır. Ancak TM süperalaşım için geliştirilen en önemli üretim yöntemi HIP (4,5) ve HIP+dövme tekniğidir. HIP yöntemi yüksek sıcaklık ve yüksek gaz basıncını aynı anda ihtiva eder (6). Uygulanan basınç sabittir. HIP yöntemi

toz parçacıklar arasındaki gözenek oluşumunu engellediği için kompozitin mekanik özellikleri olumlu yönde etkilenir. Yüksek gaz basıncı yoğunlaşmayı önler ve parçacıklar arasında köprü oluşumunu sağlar. Böylece HIP yöntemi hem mikro çatlak oluşumunu önler hem de gözeneklerin kapanmasına yardımcı olur. Bu yöntem için geliştirilen en önemli aşamalar Astroloy ve Rene 95'dir. Üretim aşamasında bazı zorluklarla karşılaşılmasına rağmen bu üretim yöntemleri ile süperplastik özellikler elde edilebilmektedir. TM tekniği, döküm, dövme, şekillendirme ve talaşlı imalat yöntemleri gibi bilinen metotlarla karşılaştırıldıklarında bir çok üstünlüğe sahiptir. TM'nin en önemli avantajlarından biri farklı ve ince taneli tozların kolayca birbiri ile karıştırılmasıdır (7-10).

Bu çalışmada TM süperalaşım Rene 95 kompozitler HIP yöntemi ile üretilmesi hedeflenmiştir. Elde edilen numunelerin mikroyapıları hem üretim şartlarına hem de daha sonra uygulanan ısıl işlem şartlarına bağlı olarak incelenmiştir.

2. DENEYSEL ÇALIŞMA

2.1. Deneyde Kullanılan TM Süperalaşım Tozun Özelliği

Deneylerde kullanılan süperalaşım tozu argon atmosferi altında atomize edilmiş ve kimyasal kompozisyonu Colt Industries Inc. tarafından analiz edilerek sertifikalanmış ve Tablo 1'de verilmiştir. Bu çalışmada standart Rene 95, 1-5 µm arasında ince tane boyutlu ve düşük karbonlu çeşidi olan süperalaşım tozu kullanılmış ve tozlar Colt Industries Inc. firmasından temin edilmiştir.

Tablo 1 PM Rene 95 süperalaşım tozunun % ağırlık olarak kimyasal kompozisyonu

C	Mn	Si	Cr	Ni	Co	Fe	Mo	B	Zr
0,059	0,03	0,02	13,18	B	7,60	0,09	3,48	0,012	0,05
S	P	O	N	W	Nb	Ti	Al		
0,001	0,003	84ppm	26ppm	3,38	3,39	2,59	3,44		

2.2. HIP Operasyonundan Önce Yapılan Hazırlıklar

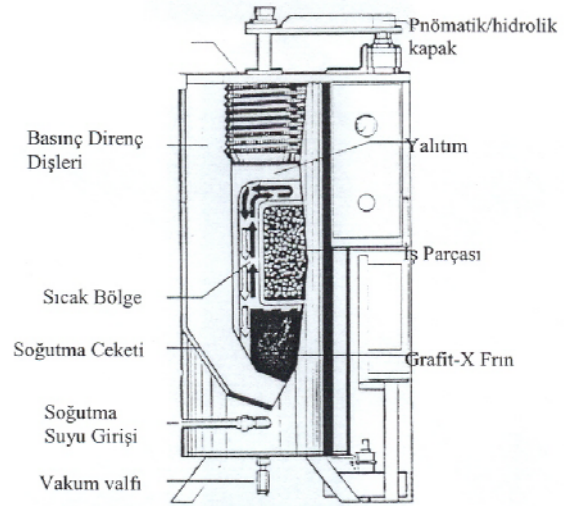
Süperalaşım tozun kalıplanmasında 3/4" çapında 304 paslanmaz çelik borular kullanılmıştır. Boruların önce bir ucu TIG kaynağı ile kaynak edilerek sızdırmaz bir şekilde kapatılmış ve temizlenip içine süperalaşım tozu doldurulmuştur. Vibratör yardımı ile oluşturulan titreşim sonucu süperalaşım tozu sıkıştırılarak içindeki hava boşlukları azaltılmıştır.

Boru içerisindeki ve toz partikülleri arasındaki kalan hava 24 saat süreyle 10^{-6} bar basınçta tahliye edilmiştir. HIP operasyonu esnasında yüksek sıcaklık sebebiyle meydana gelebilecek gaz genleşmelerinin do-

ğurabileceği malzeme imalat hatalarını minimize etmek gayesi ile 8 saat süreyle 6×10^{-6} bar basınçta ve 350°C sıcaklıkta gaz tahliye işlemi teşvik edilmiştir. Bu operasyon ile aynı zamanda nem miktarı en az miktara indirilerek süperalaşım toz partiküllerinin yüzeylerindeki artık gazlar da tahliye edilmiştir.

2.3 HIP Operasyonu

Kalıplama işleminden sonra Kanada Milli Araştırma Kuruluşu (NRC), Milli Havacılık Birliği (NAE) laboratuvarlarında daha önce hazırlanan numuneler HIP işlemine tabii tutulmuştur. Deneylerde kullanılan HIP presi NAE atölyelerinde imal edilmiştir. Maksimum kullanım kapasitesi sırası ile 200 MPa ve 2000°C ve üretilebilecek maksimum iş boyutu 240×120 mm olarak sınırlandırılmıştır. HIP cihazının kesit resmi Şekil 1'de verilmiştir.



Şekil 1 HIP cihazının kesit resmi

P/M Rene 95 süperalaşım tozlarının sıkıştırılmasında iki kademeli HIP operasyonu uygulanmış (11-13) ve HIP şartları Tablo 2'de verilmiştir.

Tablo 2. PM Rene 95 süperalaşımın sıkıştırılmasında uygulanan sabit basınç ve yüksek sıcaklık şartları

Sıcaklık, ($\pm 0,5$)	Zaman	Argon basıncı
1. safha, 950°C	3 saat	193 MPa
2. safha, 1120°C	2 saat	207 MPa

2.4 Mikroyapı İncelemesi ve Isıl İşlem

Kalıp olarak kullanılan 304 kalite paslanmaz çelik boruların alt ve üst uçları numaralandırılmıştır. Kalıp içinde sıkıştırılmış süperalaşımın homojen bir mikroyapıya kavuşup kavuşmadıklarını tetkik için kalıpların alt ve üst kısımları boru yağı soğutma sıvısı kullanılarak zımpara taşı ile kesilmiştir. Daha sonra farklı kalıplardan alınan numuneler, mikroyapısal analizlerin

yapılmasına kolaylık sağlaması amacıyla γ' çözeltili sıcaklığının altında 1100 °C sıcaklıkta, 1 saat tutulmak ve sonra suda ani soğutulmak suretiyle ısı işleme tabi tutulmuşlardır. Sabit basınç altında sıcak preslenerek elde edilmiş süperalaşım çubukların alt ve üst kısımlarından numuneler çıkartılarak, ikinci faz $\gamma - \gamma'$ kristalizasyonu, tane dağılımı ve boyutları incelenmiştir. Ayrıca HIP edilmiş deney numuneleri süperalaşımın γ' çözeltili sıcaklığı üzerinde, 1200°C, 2 saat fırında ısıtılarak malzeme, kaba taneli yapı elde edilmek amacıyla fırın içinde yavaş soğumaya bırakılmıştır. Numune olarak alınan uç parçalar ısı işlemden sonra 145 °C de, 5.52 Bar (80 PSI) basınçta 10 dakika süreyle bakalite alınmış ve kalıp içinde pişmiş bakalit 2 dakika soğutulmak suretiyle muhtemel bakalit hataları asgariye indirilmiştir.

Numuneler önce 4.83 Bar (70 PSI) basınçta 120 numara zımpara kağıdı kullanarak 10 dakika, sonra 2.0 Bar (30 PSI) basınçta laplama taşı kullanarak 3 dakika, ve nihayet 1.38 Bar (20 PSI) basınçta sırasıyla 9,6 ve 3 mikronluk parlatma keçelerini 3,2 ve 1 dakika uygulamak suretiyle gerekli parlatma işlemi tamamlanmış ve numuneler metalografik muayene için ASTM 105 numaralı asit ile dağlamaya hazır hale getirilmiştir.

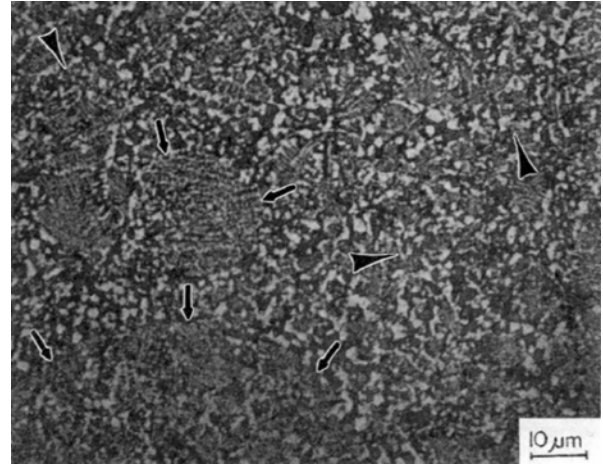
3. DENEY SONUÇLARININ DEĞERLENDİRİLMESİ VE TARTIŞMALAR

3.1 Mikroyapı İncelemesi

Ni esaslı süperalaşım lar yüzey merkezli kübik (YMK) ostenitik γ fazlı anayapı Ni (Co, Fe, Cr, Mo, W ve V) ve ikincil fazların oluşumundan meydana gelmektedir. Tüm süperalaşım lar da en önemli ikincil faz MC karbürler ve Ni₃ (Al, Ti, Ta, Nb) şeklinde dizilmiş YMK γ' intermetalik fazlardan oluşmaktadır. Süperalaşım lar mukavemetlerini katı çözeltili sertleşmesi ve çökelme setleşmesi sonucu kazanmaktadır. Karbürler doğrudan dağılım sertleşmesi yoluyla veya daha genel olarak dolaylı yoldan tane sınırlarını daha kararlı hale getirerek süperalaşım lar a sınırlı miktarlarda mukavemet kazandırabilirler (14).

Şekil 2'de HIP operasyonu sonundaki Rene 95'in mikroyapısı verilmiştir. Anayapı esas itibariyle ince taneli çift fazlı bir yapıya sahiptir. Yapı içerisinde düzgün dağılımlı deforme olmamış toz tanecikleri görülmektedir.

HIP esnasında γ' fazının mevcudiyeti ince boyutuna yaklaşık olarak eşit olduğu için yapı çift fazlı bir görünüm kazanmıştır. HIP presinde HIP sıcaklığından yavaş soğuma esnasında malzeme içerisinde büyük hacimsel oranda, taneler içindeki soğumuş düzgün dağılımlı γ' ihtiva etmektedir.



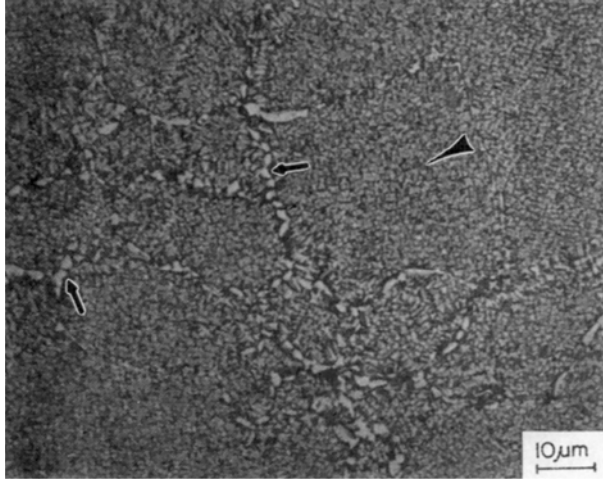
Şekil 2. HIP edilmiş Rene 95 süperalaşım çubukların mikroyapısı, ince taneli çift fazlı (► ile gösterilmiş) anayapı ve anayapı içerisinde düzgün dağılımlı deforme olmamış toz tanecikleri (→ ile gösterilmiş) görülmektedir.

3.2 Isıl İşlem ve Tane Boyutunun Tespiti

Süperalaşım ların belirli sıcaklıklar arasında kontrol edilmesi farklı fazların çökmesine ve mekanik özelliklerin değişmesine neden olur. Waspaloy ve Rene 95 gibi Ni esaslı süperalaşım lar da yapıyı en çok etkileyen faz γ' 'dir (15). Gerçekte tüm Ni esaslı süperalaşım lar γ' solvus eğrisi Ti ve Al miktarı ile kritik olarak kontrol edilmektedir. Yani, Al ve Ti dışında diğer elementlerin değişiminin γ' fazına fazla bir etkisi yoktur (15-17).

Bu çalışmada üretilen süperalaşım kompozitler, Şekil 2'de gösterildiği gibi önce HIP edilmiş ince taneli bir yapı elde edilmiş daha sonra aynı kompozit süperalaşımın γ' çözeltili sıcaklığı olan 1160°C üzerinde ısı işleme tabi tutularak tane irileştirilmesi yapılmıştır. İşlem sonucunda elde edilen kaba taneli mikroyapı Şekil 3'de verilmiştir.

γ' çözeltili sıcaklığı üzerinde ısı işleme tabi tutularak çözülmüş ve HIP edilmiş ince tanelerin büyümesine müsaade edilerek kaba taneli yapı elde edilmiştir. 1200°C'de 2 saat fırında ısıtılan malzeme, fırın içinde yavaş soğumaya terk edilerek kaba taneli yapı elde edilmiştir. Fırın içerisindeki bu yavaş soğutma, HIP presindeki yavaş soğutmaya benzetilerek yapılmış, dolayısıyla γ' çözeltili sıcaklığı üzerinde HIP operasyonu sıkıştırması yapılmışçasına kaba taneli malzeme üretilmiştir.

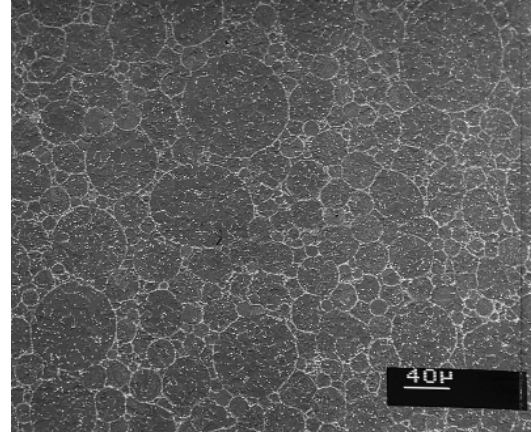


Şekil 3. HIP edilmiş PM Rene 95 süperalaşım metal çubukların 1200°C'de 2 saat ısıtılmadan sonra yavaş soğuma suretiyle tane irileşmesi yapılmış, kaba γ' 'nin tane sınırlarını ve BTS sınırlarını çevrelediği (\rightarrow ile gösterilmiş) ve taneler içinde yavaş soğumadan meydana gelmiş ince γ' 'in (\blacktriangleright ile gösterilmiş) dağılımının görüldüğü tipik bir mikroyapı örneği

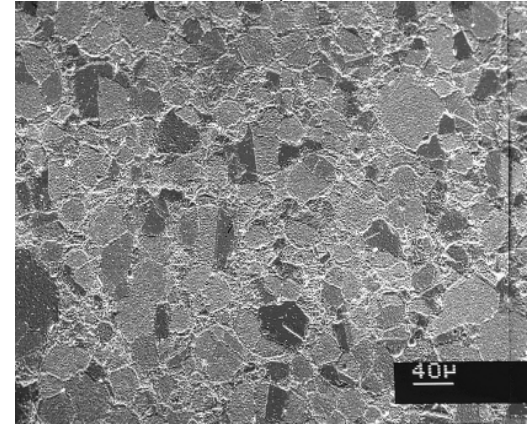
Şekil 2'deki ince taneli HIP edilmiş malzeme ile Şekil 3'teki ısıtılma tabii tutulmuş malzeme mukayese edildiğinde ısıtılma işleminden sonra elde edilen tane boyutunun ısıtılma işleminden önceki toz partikül boyutuna yakın olduğu görülmektedir. Isıtılma işleminden sonra elde edilen kaba tane sınırlarının önceki partikül sınırlarını, muhtemelen MC karbürleri ve/veya bu tane sınırlarında değişmesine mani olan tutucu etkilerinden dolayı aşamadığı tahmin edilmektedir (18,19). Çözelti sıcaklığından yavaş soğuma esnasında tane sınırları boyunca γ' toplanması meydana gelmiştir. Bu tane sınırlarındaki γ' toplanması, BTS'nin belirgin yapıp, tane sınırlarının BTS sınırlarıyla çakışması sebebiyle mikroyapının özel görünümü daha belirgin olarak ortaya çıkarmıştır.

HIP operasyonuna tabii tutulmuş ince taneli yada tane kabalaştırması yapılmış malzemede, tane boyutu homojen olmaktan uzak görülmesine karşılık, her iki durum için, analiz gayesiyle ortalama lineer tane boyutu hesaplama metodu uygulanmıştır. Ortalama tane boyutu ince taneli sıkıştırılmış süperalaşım için 7 μm ve kaba taneli sıkıştırılmış süperalaşım için ise 50 μm olarak ölçülmüştür.

Üretilen numunelerin homojen iç yapı oluşumlarını sağlamak amacı ile HIP operasyonundan sonra numunelere γ' çözelti sıcaklığının altında bir saat ısıtılma tabii tutulmuş ve suda ani soğutulmuştur. Elde edilen numunelerin iç yapı görünümü Şekil 4'te verilmiştir.



(a)



(b)

Şekil 4. PM Rene 95 süperalaşımın ince ve kaba taneli olarak elde edilmiş mikroyapıları

- İnce taneli yapı, HIP edilmiş, 1100°C'de 1 saat ısıtılmış ve 3 saniye içinde suda ani soğutulmuş
- Kaba taneli yapı, HIP edilmiş, 1200°C γ' çözelti sıcaklığı üzerinde 2 saat ısıtılmış ve fırın içerisinde 8 saatlik soğumaya bırakılmış.

Her iki mikroyapıda da BTS'lerinin beyaz renkli MC karbürler ile çevrildiği ayrıca tane içlerinde de MC karbürlerin seyrek ve keyfi bir dağılım gösterdiği dikkati çekmektedir. İnce tane sınırlarında görülen beyaz renkli beneklerin MC karbür ve γ' fazlarının karışımı şeklindedir. Kaba tane yapılı olarak elde edilmiş mikroyapıdaki siyah renkli kaba beneklerin yine ikiz tane görünümünden kaynaklandığı tahmin edilmektedir. İkiz tane sınırları belirgin olarak resimde beyaz renkli olarak görülmektedir.

4. SONUÇLAR

- Bu çalışmada, Ni esaslı TM süperalaşımı Rene 95 metal tozlar HIP tekniği ile sıkıştırılarak kompozit üretilmiş ve HIP parametrelerinin kompozitin mikroyapı üzerine etkileri deneysel olarak araştırılmıştır. γ matrisi içerisinde ve tane sınırlarında MC karbür oluşumunu stabilize etmek için alaşım tozlarının sıkıştırılmasında iki aşamalı HIP operasyonu kullanılmıştır.

2. HIP edilmiş süperalaşım, temel olarak ince taneli çift mikroyapılı bir görünüme sahipken, yapı içerisinde ince taneli dentritik bir yapı ihtiva eden, deformasyona uğramamış düzgün dağılımlı toz partikülleriyle karşılaşılmıştır. Sıkıştırma esnasında γ' fazının mevcudiyeti ince tanelerin büyümesini minimum seviyede tutmuştur. γ' fazının mevcudiyeti, aynı zamanda, çift fazlı mikroyapının meydana gelmesini ve yeniden kristalleşmeyi teşvik etmiştir. Yapının geri kalan kısmı ince γ matrisi içinde kaba primer γ' ihtiva etmektedir. Primer γ' boyutu γ boyutuna yaklaşık olarak eşit olduğu için yapı çift fazlı bir görünüm kazanmıştır.
3. HIP operasyonuna tabi tutulmuş ince taneli ya da tane irileştirilmesi yapılmış malzemede, tane boyutu homojen olmaktan uzak görülmesine karşılık, her iki durum için, analiz gayesiyle ortalama lineer tane boyutu hesaplama metodu uygulanmıştır. Ortalama tane boyutu ince taneli sıkıştırılmış süperalaşım için 7 μm ve kaba taneli sıkıştırılmış süperalaşım için ise 50 μm olarak ölçülmüştür.

5. TEŞEKKÜR

Bu çalışmanın yapıldığı; Kanada, Ottawa'da NRC (National Research Council) kurumuna ve idarecilerine, bu çalışma için Kanada'da araştırma imkanı sağlayan Türk Silahlı Kuvvetleri'ne ve bu konulara ilgisini esirgemeyen ve çalışmalarda önemli teşviklerini gördüğümüz TÜBİTAK'a şükranlarımızı arz ederiz.

6. KAYNAKLAR

1. Imregion, J.P., The superalloys, Materials for Gas Turbine Hot Section Components, Canadian Aeronautics and space journal, 27, 4, 336-350, 1981.
2. Dreshfield, R.H., Gray, H.R., P/M superalloys, A troubled Adolescent Proc., Seminar on P/M Superalloys, Current and Future, Int. Powder Met. Conf., Toronto, Canada, 1-20, 1984.
3. Zhang, M.C., Luo, Z.J., Zeng, F.C., Dynamic behaviour modelling for P/M superalloys during hot isostatic pressing, J.Material Processing Technology, 7, 262-266, 1997.2
4. Mi, S., Courtney, T.H., Processing, structure and properties of Ni-W alloys fabricated by mechanical alloying and hot-isostatic pressing, Scripta Materialia, 38, 4, 637-644, 1998.
5. Zhang, M.C., Luo, Z.C., Zeng, F.C., Dynamic behavior modelling for P/M superalloys during hot isostatic pressing, J.of Mat.Proc.Tech., 72, 262-266, 1997.
6. Atkinson, H.V., Zulfia, A., Filho, A.L., King, S., Hot isostatic processing of metal matrix composites, Materials and Desing, 18(4), 243-245, 1997.
7. Cho, J. H., Kim, K.T., Densification of mixed metal powder at high temperature, Int.J.of Mechanical Sci., 43, 4, 921-933, 2001.
8. Skoglund, H., Wedel M.K., Karlsson, B., Processing of fine-grained mechanically alloyed FeAl, Intermetallics, 12, 7-9, 977-983, 2004.
9. Maziasz, P.J., Alexander D.J., Wright, J.L., High strength, ductility, and impact toughness at room temperature in hot-extruded FeAl alloys, Intermetallics, 5, 7, 547-562, 1997.
10. Muñoz-Morris, M.A., Oca, C.G., Morris, D.G., An analysis of strengthening mechanisms in a mechanically alloyed, oxide dispersion strengthened iron aluminide Intermetallic, Acta Materialia, 50, 11, 2825-2836, 2002.
11. Fu, Z.M., Au, P., Morphy, D., Koul, A.K., Immarigeon, J.P., Influence of microstructure on high temperature LCF Life in P/M Rene 95, Proc.5.th Int.Conf.on Mechanical behaviour of materials, Beijing, Chine, June 87.
12. Alniak., M.O., Malzemelerin Plastik ve Süperplastik Davranışlarında Bünye Denklemleri, Toz Metalürjisi Süperalaşımı P/M Rene 95'in sabit dövme sıcaklığında Deformasyonu ile Mikroyapısal Değişikliklerin Modellenmesi, Doktora tezi, Gazi Üni., Fen Bilimleri Enstitüsü, Haziran 1990.
13. Alniak, M.O., Morphy, D.D., Tereda, T., Koul, A.K., Immarigeon, J.P., Modelling of deformation and microstructural changes in P/M Rene 95 under isothermal forging conditions, LTR-ST-1637, Laboratory Technical report, Natiaonal aeronautical establishment, Ottawa, Canada, 1987.
14. Donachie, M.J., Superalloys, Source Book, published by ASM., 1984.
15. Muzyka, D.R., Metal Engineering Quarterly, 11, 4, 12-20, 1971.
16. Muzyka, D.R., Iin the Superalloys, C.T.Sims and W.C.Hagel., Eds., Wiley, New York, chapter 4, 1972,
17. Muzyka, D.R., Whitney C.R., Schlossser, D.K., J.of Metals, 27, 7, 11-15, 1975.
18. Thamburaj, R., Koul, A.K., Wallace, W., Malherde, M.C., Prior particle boundary precipitation in P/M superalloys, Modern developments in Powder Metalurgy, 15-17, Pub.MPIF, Princeton, N.J., 635-673, 1985.
19. Marques, C., Esperance, G.L., Koul, A.K., Prior particle boundary precipitation in P/M superalloys, to be published; also C.Marques, M.Eng.Thesis, Ecole Polytechnique, Montreal, Canada 1986.