

## TOZ METAL ÇELİKLERİN YORULMA ÖZELLİKLERİ

Süleyman SARITAŞ \*

Gazi Üniversitesi, Makina Mühendisliği Bölümü.

**4-8 Eylül 2002 tarihleri arasında Türk Toz Metalurjisi Derneği tarafından düzenlenen "Toz Metalurjisi Konferansı"nda bildiri olarak sunulmuştur.**

Toz metal (TM) çeliklerin mikroyapılarına bağlı yorulma özelliklerine, malzeme ve hazırlama şartlarının etkileri kritik olarak derlenmiştir. Mikroyapı; gözenek özelliklerini, çeşitli fazları (ferrit, perlit, martenzit, beynit, kalıcı östenit) ve homojenliği kapsamaktadır. Bu mikroyapı elemanlarının düşük devir-yüksek devir yorulma davranışına, yorulma çatlak başlaması ve ilerlemesine, çentik duyarlılığına, yorulma oranına (eksenel, dönmeli bükme ve yuvarlanmalı temas yüklerinde) etkileri incelenmiştir. Makale, TM çeliklerin yorulma özellikleri açısından malzeme ve hazırlama şartlarının optimizasyonu ilkelerini belirlemektedir.

**Anahtar sözcükler :** Toz metal çelik, yorulma, mikroyapı, gözenek

A critical review of the interaction of material and processing conditions is made for sintered steels in relation to their microstructures and attendant fatigue properties. The former embrace pore characteristics, constituents (ferrite, pearlite, martensite, bainite, retained austenite) and the degree of microstructural homogeneity. These structural entities are examined in relation to low and high cycle fatigue, crack initiation and propagation, notch sensitivity, and the fatigue ratio under conditions of axial, rotating bend, and rolling contact fatigue. The review establishes guidelines for the optimization of material and processing conditions in terms of the fatigue life of PM steels.

**Keywords:** Powder metallurgy steel, fatigue, microstructure, porosity

### GİRİŞ

Malzemelerin yorulması çok karmaşık bir olay olup pek çok faktörden etkilenmektedir. Toz metal (TM) çelikler için önemli olan faktörler Şekil 1'de gösterilmiştir. Gözenekler gerilme biriktirici olarak hareket edebilirler, ancak gözeneklerin şekil ve büyüklükleri değiştirilerek yorulma mukavemeti geliştirilebilir. Mikroyapının homojen veya heterojen olması da yorulma performansına etki eder. Kimyasal bileşim, yüzey kalitesi, kalıcı gerilmeler ve dış çentikler yorulma mukavemetine etki eden diğer faktörlerdir.



**Şekil 1.** Toz Metal Çeliklerin Yorulma Özelliklerine Etki Eden Faktörler

Biyel kolu yüksek yorulma performansı isteyen TM makina parçaları için iyi bir örnektir. Halen yılda 25 milyon otomobil biyel kolu GKN Sinter Metal firması tarafından toz dövme ile üretilmektedir [1]. 1970'li ve 1980'li yıllarda toz dövme konusunda yürütülen araştırmalar bu yöntemin endüstriyel olarak uygulanabilir hale getirilmesine yol açmıştır. Toz dövmede, pişirilmiş TM çelikler sıcak dövme ile tam yoğun (> %99.9) hale getirilerek kalıcı gözeneklerin kötü etkileri engellenmiş olur [2]. Ancak, toz dövme pahalı bir yöntemdir ve sadece pişirme ile biyel kolu üretilmesi oldukça ilgi çekmektedir [3-9]. EPMA'nın 2000 yılı teknoloji geliştirme ödülü, ilk endüstriyel pişmiş biyel kolunu geliştirdiği için Federal Mogul firmasına verilmiştir [10]. Biyel kolları %0.85 molibdenli önceden-alaşımli çelik tozundan 1000 MPa basınçta ılık presleme ve 1130 °C pişirme ile üretilmişlerdir. 7.4 g/cm<sup>3</sup> nominal yoğunluktaki biyel kolları aksenal yüklenme şartlarında 320 MPa yorulma mukavemeti sağlamaktadır.

Makalenin amacı, TM çeliklerin yorulma özellikleri açısından malzeme ve hazırlama şartlarının optimizasyonu ilkelerini belirlemektedir. Gözenekler, yapıyı oluşturan fazlar ve düzensizliklerin yorulma performansına etkileri, alaşım hazırlama, üretim aşamaları ve ikincil işlemler açısından irdelenecektir.

## GÖZENEKLER

TM malzemelerin doğal fiziksel özellikleri içerisinde gözeneklerin bulunmasıdır. Gözenekler gerilme birikmesine yol açtıklarından çatlaklar için öncü olabilirler. Süneklik gözenek yapısına bağlıdır, ancak darbe ve yorulma gibi dinamik özellikler gözeneğe daha hassastırlar. Hatta tam yoğunluktaki TM çeliklerin bile, çok az miktardaki kalıcı gözeneklerden dolayı, özellikleri düşüktür [2 ].

**Çatlak Başlaması:** Çatlak başlaması için kapalı gözenekler, birbirine bağlı ve dışı açık gözeneklerden daha az tehlikelidir. Yüzeydeki gözenekler gerilme birikmesinden ve yüzeydeki aşırı yüklerden dolayı yorulma çatlak başlaması için tercih edilen yerlerdir [11-13]. Gözeneklerin büyüklüğü, şekli ve duruşları değişik olduğundan her bir gözeneğin gerilme biriktirme faktörleri belli değildir. Küresel gözenekler için gerilme biriktirme faktörü 2 iken eliptik ve uygulanan yüke dik duruştaki gözenekler için bu değer 10'a kadar çıkabilir [14]. TM malzemelerde gerilme dağılımı hacim içinde her yerde değiştiğinden çatlak başlangıcını da tanımlamak oldukça zordur.

TM malzemelerde yorulma çatlak başlamasının çok erken olabileceği ve hatta birkaç devirden sonra bile meydana gelebileceği belirtilmektedir [12, 13, 15, 16]. Gözenek miktarı arttıkça çatlak başlaması için gerekli devir sayısı düşer [12]. Yorulma çatlak başlamasının genellikle yüzeyden başlıyor olması, yüzeyin

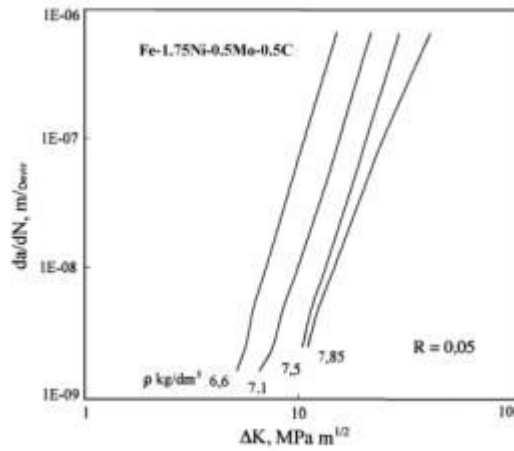
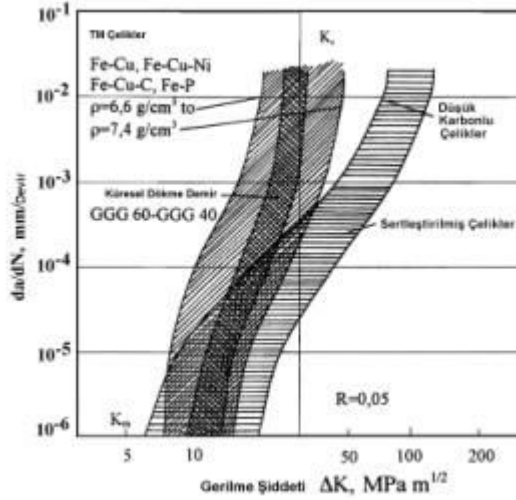
yoğunluğunu arttıran işlemlerin (bilyalı dövme, haddeleme gibi) yorulma çatlak başlmasını geciktireceklerinden parçaların ömürlerini arttıracaklardır [17-19]. Gözeneklerin şekilleri ve dağılımları seçilen tozun özelliğine ve işleme yöntemine göre (toz boyut dağılımı, alaşım elementleri ve yağlayıcılar, presleme basıncı, pişirme sıcaklığı gibi) değiştirilebilir. Böylece gözeneklerin çatlak öncüsü olarak görev yapmaları engellenebilir. Küçük boyutlu tozlar hızlı pişerler ve küçük gözeneğe sebep olurlar. Fosfor, kükürt ve bor gibi sıvı faz oluşturan elementlerin alaşım elementi olarak katılması gözeneklerin kapanmasına ve kalanların da küreselleşmesine yol açar. Yüksek sıcaklıkta pişirme de gözenek miktarını azaltır ve küreselleşmeye yol açar [20-30].

**Çatlak İlerlemesi:** Gözenekler morfolojilerine bağlı olarak çatlak ilerlemesini hızlandırabilir veya yavaşlatabilirler. Küresel gözenekler çatlak yavaşlatırken [20], keskin köşeli gözenekler çatlak hızlandırır [13]. Mevcut teoriler çatlak ilerlemesine gözeneklerin etkilerini kısmen açıklayabilirken bütün mikroyapısal etkileri kapsayan bir model henüz geliştirilmemiştir [32-35]. Toplam gözenek miktarının dışında gözenek eğrilik çapı ve gözeneklerarası mesafe de yorulma davranışına etki eder [31].

Paris-Erdoğan denklemi ile yorulma çatlak ilerlemesi başarılı bir şekilde analiz edilebilir:

$$\frac{da}{dN} = A(\Delta K_{\text{et}})^n \quad (1)$$

Bu denklemde  $da/dN$  yorulma çatlak ilerleme hızı,  $A$  ve  $n$  deneysel olarak belirlenen malzeme sabitleri,  $DK_{\text{et}}$  etkili gerilme şiddeti aralığıdır. Şekil 2'de gösterildiği gibi TM çeliklerin  $da/dN - DK$  eğrileri döküm-hadde çeliklerinkiler gibidir. Bununla beraber eğriler bir mertebe yukarıdadırlar. Şekil 3'de çeşitli yoğunluklardaki TM çeliklerin  $da/dN - DK$  eğrileri verilmiştir. Görüldüğü gibi eğriler hemen hemen paraleldirler.



**Şekil 2.** TM ve Hadde Çelikler İçin da/dN Grafikleri [32]

**Şekil 3.** Çeşitli Yoğunluklarda TM Çelik İçin da/dN Eğrileri [34]

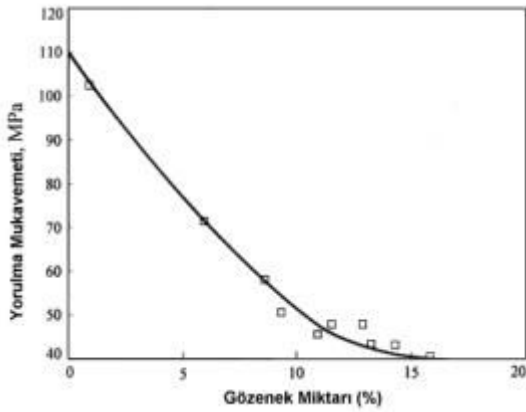
Denklem 1'deki malzeme sabitleri gözenek miktarına hassastır. A katsayısı gözenek miktarı ile artar ve böylece benzer DK değerlerinde TM çeliklerde çatlak hadde çeliklere göre daha hızlı ilerler [36]. Eşik gerilme şiddeti aralığı  $DK_{th}$ , %8 gözenek miktarına kadar gözenek miktarından bağımsızdır. Daha yüksek gözenek miktarlarında, gözenek miktarı arttıkça  $DK_{th}$  değeri düşer [31]. Bu değişikliğin sebebi %92 yoğunluk ( $7.2 \text{ g/cm}^3$ ) civarında gözenek morfolojisinin bağlı-gözenek tipinden izole-gözenek tipine değişimidir.

**S-N Grafiği ve Yorulma Oranı:** Yorulma grafiklerinin çoğu dönen bükme momenti uygulayan makinalarda yapılan testler ile elde edilmiştir. Eksenel yükleme, burma yükü ve yuvarlanmalı temas yüklemeleri daha az kullanılmaktadır. Eksenel yükleme yapan makinalarla tespit edilen yorulma mukavemetinin dönen bükme momenti uygulayan makinalara göre daha düşük (%84 ü kadar) olduğu kabul edilmektedir [32, 37, 38].

TM çelikler için düşük-ömür yorulma bilgileri oldukça azdır. Karlsson ve arkadaşlarının [39-41] fosforlu, Ni-Mo alaşımlı ve paslanmaz TM çeliklerde yaptıkları araştırmaya göre yoğunluk arttıkça gerilme-ömür eğrileri arasındaki açıklık artar. Bu durum yoğunluk arttıkça gözeneklerin değil de diğer mikroyapı elemanlarının daha etkili olduğu şekilde izah edilmektedir. Böylece yoğunluk  $7.2 \text{ g/cm}^3$  değerini geçince gözenekler izole hale geçtiklerinden malzeme de hadde malzemeler gibi davranmaya başlar.

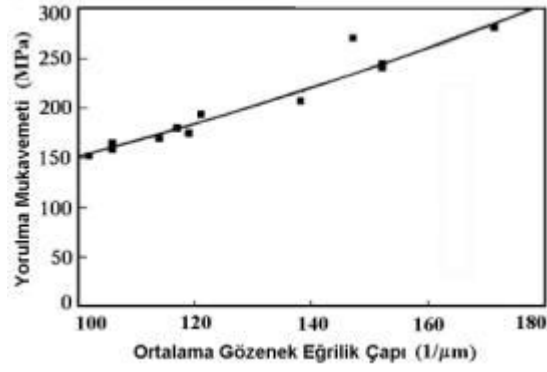
TM çeliklerin yüksek-ömürlü yorulma davranışları ve yorulma mukavemetleri hakkında oldukça bilgi vardır. Pek çok TM çelik için deneysel yorulma değerleri literatürde verilmiştir [20, 42, 43]. TM çelikler için hangi ömüre karşı gelen gerilme değerinin yorulma mukavemeti kabul edileceği konusunda tam bir anlaşma yoktur.  $10^5$  ile  $10^9$  arasında olduğu ve hatta  $10^8$  kabul edilmesi gerektiği belirtilmektedir [43].

TM çelikler için yorulma mukavemetinin yoğunlukla doğru orantılı olarak arttığı bütün araştırmacıların ortak görüşüdür [2-13, 15-45]. Şekil 4'de bir örnek verilmiştir. Gözenek büyüklüğünün de yorulma mukavemetine etki ettiği ve boyutun arttıkça aynı gözenek miktarında mukavemeti düştüğü deneysel tespitlerle gösterilmiştir [42-45]. Şekil 5'te görüldüğü gibi gözeneklerin küreselleştirilmesi yorulma mukavemetini arttırmaktadır. Çatlak ilerlemesinde belirtildiği gibi TM malzemenin yoğunluğunu artırıcı her yöntem yorulma mukavemetini artırır. Böylece; yüksek presleme basınçları, küçük toz boyutu ve alaşım ilaveleri [12, 13, 20, 21, 28-31], sıvı-fazlı pişirme ile gözenekleri doldurma [22-24], yüksek sıcaklıkta pişirme ile küçük gözeneklerin difüzyonla kaybolması ve büyük gözeneklerin küreselleşmesi [25-27] ve yüzey tabakalarının plastik deformasyonla yoğunlaştırılması ve faydalı kalıcı gerilme oluşturma [17-19] yöntemlerinin hepsi de yorulma mukavemetini arttırmaları.

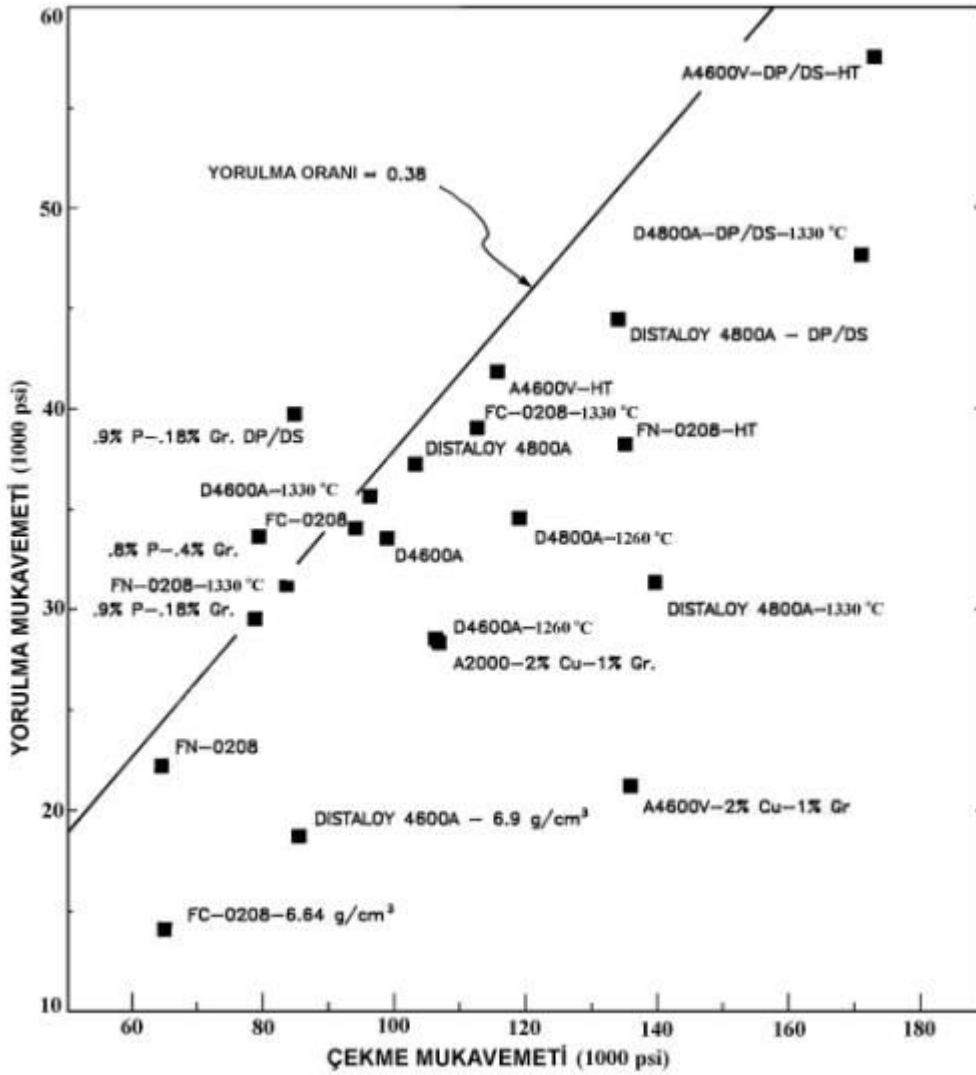


Şekil 4. TM Demir (ASC100.29) İçin Yorulma Mukavemetine Toplam Gözeneğin Etkisi [44]

Şekil 6'da çeşitli TM çelikler için, yorulma mukavemeti çekme mukavemeti ile karşılaştırılmıştır. Değerler oldukça geniş dağılım göstermektedirler. Yorulma oranı, yorulma mukavemeti / çekme mukavemeti, 0.16 ile 0.47 arasında değişmektedir. Döküm-hadde yüksek mukavemetli çelikler için (> 1000 MPa) yorulma oranı 0.50 olarak kullanılmaktadır [47]. Geniş dağılımın ana sebebi çekme mukavemeti gözenek morfolojisinden fazla etkilenmez iken yorulma özelliğinin oldukça etkilenmesidir. TM çelikler için yorulma oranınının 0.38 olarak alınabileceği belirtilmesine rağmen fikir fazla destekçi bulmamaktadır [47].



Şekil 5. Gözenek Eğrilik Çapının Yorulma Mukavemetine Etkisi [13]



Şekil 6. Yorulma Mukavemetinin Çekme Mukavemetine Bağlılığı [46]

## MİKROYAPI

TM çeliklerin mikroyapıları alaşımlama tekniğine ve üretim yöntemine bağlıdır. Elde edilen mikroyapı, kimyasal bileşime ve mevcut fazlara göre homojen veya heterojen olabilir. Mikroyapının

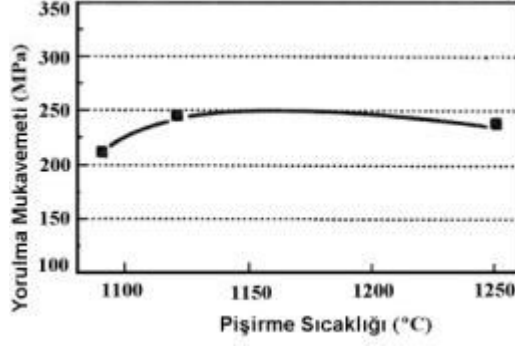
homojen/heterojen olmasının yorulmaya nasıl etki edeceği konusunda görüş birliği yoktur. Klasik metalurji bilgisine göre homojen yapı istendiğinden önceden-alaşımli çelikler tercih edilir. Ancak pek çok araştırmacıya [48-52] göre heterojen yapıların her elemanı birbirini destekleyeceğinden (kompozitler gibi) performansı da arttıracaktır.

**Alaşımliama Tekniği:** TM çeliklerin mikroyapılarına ve gözenek morfolojisine alaşımliama tekniğinin ciddi etkisi vardır. Dört farklı şekilde çelik alaşımliama tekniği vardır. Bunlar; karıştırma, kısmen alaşımliama, önceden-alaşımliama ve melez alaşımliama [53]. Karıştırma - Alaşım elementleri baz olarak kullanılan demir tozuna element tozu veya ferro-alaşım tozu olarak katılır. Bu yöntem hem ucuzdur hemde çok kullanılmaktadır. Kısmi Alaşımliama (Difüzyon Alaşımliaması) - Alaşım elementleri baz demir tozuna difüzyon ile kısmen yayılırlar. Bu tip çelik tozlarının preslenirliği iyidir. Önceden-Alaşımliama - Alaşımli sivi çelikten atomizasyon ile alaşımli çelik tozu elde edilir. Kimyasal bileşim ve mikroyapı homojendir. Molibdenli çeliklerden preslenirliği çok iyi olan alaşımli çelik tozları üretilmektedir. Hibrid (Melez) Alaşımliama- Önceden-alaşımli veya kısmi alaşımli çelik tozlarına element veya ferro-alaşım tozları ilave edilir. Böylece üretilen T/M çeliğın mukavemeti ve sertleşebilirliği artırılmış olur.

**Kimyasal Bileşim:** TM çeliklerin yorulma özelliklerine öncelikle gözenek morfolojisinin etki ettiği ve kimyasal bileşimin (aynı karbon seviyesinde) fazla etkili olmadığı belirtilmektedir [26, 32, 39, 40, 53, 60, 74]. En yüksek yorulma mukavemeti sertleştirilmiş-menevişlenmiş ve içinde serbest nikel bulunan çeliklerde elde edilmiştir. Böylece, karışım, difüzyon alaşımliama ve melez alaşım teknikleri tercih edilir. Çelik tozlarının preslenebilirlikleri çok önemlidir. Önceden-alaşımli çelik tozlarının preslenebilirliği saf demire ve difüzyon alaşımli çelik tozlarına göre düşüktür. Tozla da bulunan oksijen miktarı da çok önemlidir. Bu oksijen pişirme işlemi sırasında yapıdan atılabilmelidir.

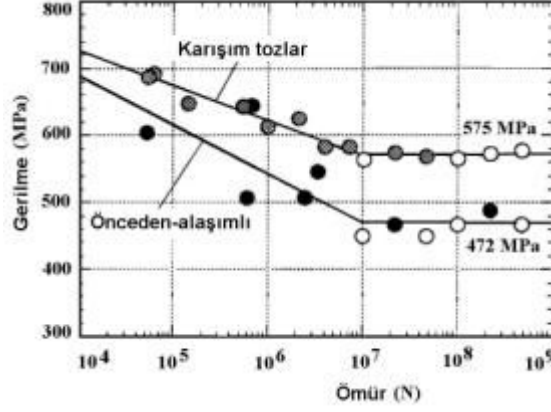
**Homojen/Heterojen:** TM çeliklerin mikroyapıları pişirme şartlarını değiştirerek geliştirilebilir. Lindqvist [21] Distaloy AE çelik tozundan %0.5 grafit ekleyerek yorulma nünuneleri üretti. 600 MPa basınçta presledikten sonra 1090 °C, 1120 °C ve 1250 °C sıcaklıklarda 30 dakikada pişirdi. Pişirilmiş mikroyapılar martenzit, beynit ve kalıcı östenitten oluştu. 1250 °C'de yüksek sıcaklık pişirmesi en fazla martenzit oluşurdu. Şekil 7'de farklı sıcaklıklarda pişirilmiş alaşımli yorulma mukavemetini göstermektedir. Şekilden görüldüğü gibi 1250 °C'de pişirilmiş nünunelerin yorulma mukavemeti 1120 °C'de pişirilmişlerden daha düşüktür. Yüksek sıcaklıkta pişirme homojenliği arttırmasına, küçük gözenekleri yok edip büyük gözenekleri küreselleştirmesine rağmen yorulma mukavemeti daha düşüktür. Yazar bu durumu martenzitin gözeneklere olan hassasiyetinin fazla olması ile izah etmiştir.

Baba ve arkadaşları [54], toz enjeksiyon kalıplama ile 4600 çeliği tozundan farklı alaşımliama teknikleri ile (karıştırma, önceden-alaşımliama) malzeme ürettiler. 1150 °C'de pişirmeden sonra sertleştirilip-menevişlenen çeliklerin S-N grafikleri Şekil 8'de verilmiştir. Karışım tozlardan üretilen çeliğın yorulma mukavemeti önceden-alaşımli tozdan üretilenden %22 daha yüksektir. Önceden-alaşımli çeliğın yapısı martenzit iken karışım tozlardan üretilen çeliğın yapısında martenzit, kalıcı-östenit ve nikel zengin alanlar vardır.



Şekil 7. Pişirme Sıcaklığının Yorulma Mukavemetine Etkisi [21]

Etkisi [54]



Şekil 8. Homojenliğin Yorulma Mukavemetine

**MnS İlavesi:** MnS ilavesi TM çeliklerin talaşlı imalata uygunluğunu oldukça geliştirir [55-57]. Bununla beraber MnS ilavesi sünekliliği ve kırılma tokluğunu oldukça düşürür. Çekme mukavemeti etkilenmezken yorulma mukavemetinin nasıl etkilendiği konusunda fazla bilgi yoktur [38].  $7.3 \text{ g/cm}^3$  yoğunlukta katılan %0.5 MnS'ün yorulma mukavemetini düşürmediği belirtilmiştir [60].

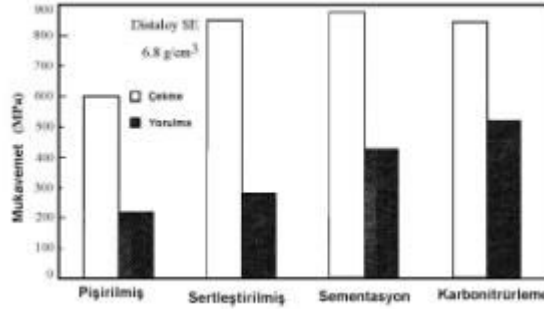
**İkincil İşlemler:** Sertleştirme, yüzey sertleştirme, yüzeyde deformasyon oluşturma, yüzey bitirme ve kaplama yöntemleri gibi her türlü ikincil işlemler yorulma davranışına oldukça etki ederler [17-19, 21, 46, 58-62]. Makina parçası aksenal yüke maruz kalacak ise (biyel kolu gibi) bütün kesitte sertleştirme yapılır. Parça yüzeyel yüklere maruz kalacak ise (dişli çarklar gibi) yüzey sertleştirme uygulanır. Şekil 6'da görüldüğü gibi bütün kesitte sertleştirme yorulma mukavemetini artırır (FN-0208 (1120 °C pişirme), FN-0208 (1330 °C pişirme) ve FN-0208-HT). En yüksek yorulma mukavemeti daima sertleştirilmiş-menevişlenmiş yapıda elde edilir.

TM çelikler çeşitli şekillerde yüzey sertleştirme işlemlerine tabi tutulabilirler [58-62]. Ancak, TM çelikler gözenekli olduklarından  $7.2 \text{ g/cm}^3$  yoğunluk altında sertleşme derinliğini kontrol etmek zordur. Bas [58] Distaloy SE çeliğini  $6.8 \text{ g/cm}^3$  yoğunlukta çeşitli yüzey sertleştirme işlemlerine tabi tuttu ve Şekil 9'da sunulan değerleri elde etti. Çekme mukavemeti önemli ölçüde değişmemesine rağmen yorulma mukavemetini sementasyon %60 ve karbonitrüleme %100 arttırdı. Buharla oksitleme TM'ye ait bir yüzey bitirme ve sertleştirme yöntemidir [58-62]. İşlem 500-550 °C sıcaklıklarda su buharı verilerek yapılmaktadır. Sertleşme derinliği birkaç mm değerine kavuşabilir. Buharla oksitleme aşınma direncini artırır fakat çekme mukavemetini düşürür. Yorulma mukavemetine etkisi ise bilinmemektedir.

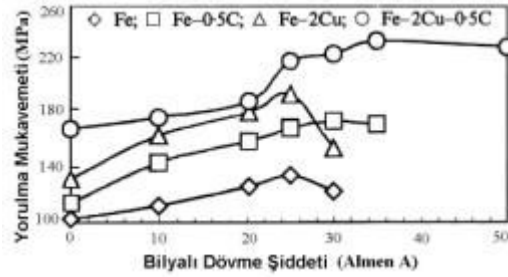
Bilyalama ve yüzey haddeleme gibi yüzey deformasyon teknikleri TM çeliklerin özelliklerini geliştirmek için sıkça kullanılmaktadır [17-19, 58-62]. Bu yöntemler yüzey tabakaların yoğunluğunu arttırdığı gibi kalıcı basma gerilmesi de oluştururlar. Saritas ve arkadaşları [17], çeşitli TM çeliklerin  $6.9 \text{ g/cm}^3$



yoğunlukta bilyalı dövme ile yorulma mukavemetlerini arttırmayı araştırdılar ve %50'ye varan miktarlarda artış sağladılar.



Şekil 9. Isıl İşlemlerin TM Çeliklerin Çekme ve Yorulma Mukavemetlerine Etkileri [58]

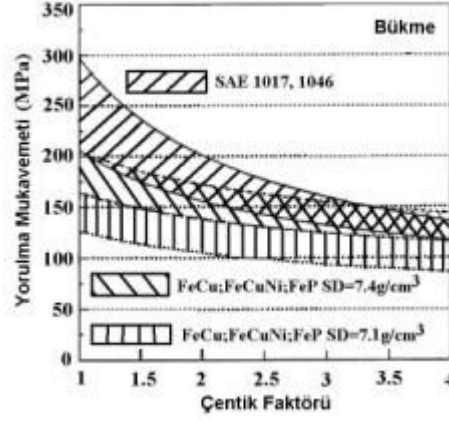


Şekil 10. Bilyalı Dövülmüş TM Çeliklerin Yorulma Mukavemeti [17]

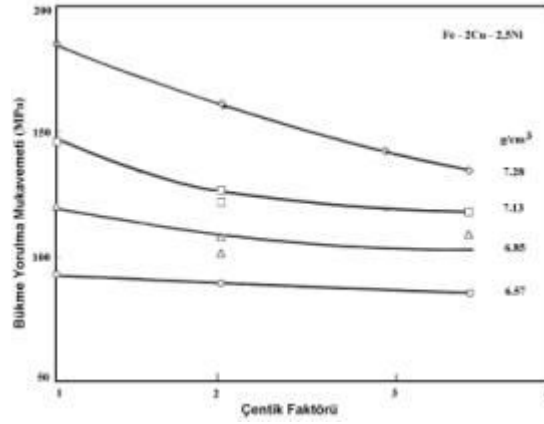
## DİĞER FAKTÖRLER

Çentikler ve Yüzey Kalitesi: Çentiklerin bütün malzemelerin yorulma özelliklerine kötü etki ettikleri bilinen bir gerçektir. Gözenekli malzemeler için iç ve dış çentiklerin etkileri ayrı ayrı belirlenmelidir. İç çentiklerin (gözenek) etkileri önceki bölümlerde açıklanmıştır. Şekil 11'de dış çentiklerin TM ve döküm-hadde çeliklerin yorulma özelliklerine ( $R = -1$ ) etkileri gösterilmiştir. Yorulma mukavemeti çentik faktörü arttıkça düşmektedir. Ancak, düşük döküm-hadde çeliklerde TM çeliklere göre daha şiddetlidir. Düşük çentik faktörlerinde ( $<2$ ) döküm-hadde çelikler TM çeliklerden daha yüksek yorulma mukavemetine sahip iken, yüksek çentik faktörlerinde ( $>2$ ) TM çelikler eşit veya daha yüksek yorulma mukavemetine sahiptirler. Beiss'e [64] göre yoğunluk  $6.5 \text{ g/cm}^3$  altına düştüğü zaman yorulma mukavemeti çentik faktöründen etkilenmez.

TM çelik parçaların talaşlı imalat yapılmayan yüzeyleri döküm-hadde çeliklerin işlenmeyen yüzeylerinden çok daha düzgündür. TM çeliklerin dış çentiklere düşük duyarlılığı dikkate alınarak, aynı imalat şartlarında üretilmiş TM parçaların TM test numunelerinden daha yüksek performans gösterecekleri açıktır.



Şekil 11. TM ve Döküm-Hadde Çelikler İçin Çentik Duyarlılığı [63]  
Miktarlarında Çentik Duyarlılığı [64]



Şekil 12. TM Çelikler İçin Çeşitli Gözenek

## SONUÇ

TM çeliklerin yorulma özelliklerini en etkili sınırlayıcının gözenekler olduğu herkes tarafından kabul görmektedir. Yorulma özelliklerini geliştirmek için amaç yoğunluğu arttırmak olmalıdır. Bu amaç toz seçiminden başlayıp imalat ve ikincil işlemlerin bütün aşamalarında unutulmamalıdır. Gözenekler küçük olmalı boyut dağılımına sahip olmalıdır. Alaşım tasarımı oksitlerin pişirme sırasında indirgenmesine musaade etmeli ve küçük gözenek oluşturmamalıdır. Yüksek sıcaklıkta pişirme küçük gözenekleri yok etme, kalan gözenekleri küreselleştirme ve çeliği homojenleştirmede oldukça faydalıdır. Ilık presleme ile  $7.4 \text{ g/cm}^3$  yoğunluğa tek presleme ve pişirme ile çıkmak mümkündür. Böylece pahalı ve pratik olmayan çift presleme ve çift pişirmeden kurtulmuş olur. Yüzeydeki veya yüzeye açık gözenekler daha çok tehlikelidir. Bu sebeple yüzey plastik deformasyon yöntemleri, yüzey sertleştirme yöntemleri ve kaplama teknikleri daima faydalıdır.

## KAYNAKÇA

1. T. Geiman, D. Christopherson, M. Marra ve R. Williams, "Machinability and Performance of Precision Powder Forged Connecting Rods", Powdered Metal Performance Applications, SAE SP-1610, Proceedings of SAE 2001 World Congress, SAE, 2001, pp.25-31.

- 2. W.B. James, M.J. McDermott ve R.A. Powell, R.A.,** "Powder Forged Steel", ASM Handbook, Vol. 7, Powder Metal Technologies and Applications, ASM Int., 1998, pp.803-827.
- 3. K. Richter, E. Hoffmann, K. Lipp ve C.M. Sonsino,** "Single Sintered Connecting Rods for Passenger Cars: An Illusion?", 1994, P/M'94, Proc. World Con. on P/M, Paris, 1994, Vol.1, pp.39-42.
- 4. E. Ernst, U. Eilrich ve M. Weber,** "P/M - Connecting Rods: Porosity Versus Performance - An Inevitable Conflict?", 1996, SAE Technical Paper No.960383, SAE Int. Congress, Detroit, 1996.
- 5. C.M. Sonsino,** "Fatigue Design of Sintered Connecting Rods, Part I", Metal Powder Report, vol.43, no.5, 1988, pp.332-337.
- 6. C.M. Sonsino,** "Fatigue Design of Sintered Connecting Rods, Part II", Metal Powder Report, vol.45, no.6, 1990, pp.408-412.
- 7. S. Suzuki, K. Toyama ve N. Konda,** "Development of As-Sintered P/M Connecting Rods for Automobiles", 1988, Int. J. Powder Metallurgy, Vol.24, No.3, 1988, pp.243-250.
- 8. P. Skoglund ve S. Bengtson,** "Materials for Highly Loaded Parts Such as Connecting Rods", PM2000 Kyoto, Powder Metallurgy World Congress, November 12-16, 2000, Kyoto, Japan.
- 9. N. Kosaka, T. Yamaguti, T. Sakai ve C. Lindberg,** "Evaluation of Press and Sinter Connecting Rods with Warm Compaction Process", 2000, SAE Technical Paper No.2000-01-0402, SAE Int. Congress, Detroit, 2000, pp.87-89.
- 10. İsimsiz,** "Warm Compacted Con Rod Secures Top EPMA Award", Metal Powder Report, vol.56, no.1, 2001, p.8.
- 11. H. Danninger, G. Jangg, B. Weiss ve R. Stickler,** "The Influence of Porosity on Static and Dynamic Properties of P/M Iron", P/M Into The 1990's, Proc. World Con. on P/M, Institute of Materials, London, 1990, Vol.1, pp.433-439.
- 12. J. Holmes ve R.A. Queeney,** "Fatigue Crack Initiation in a Porous Steel", Powder Metallurgy, Inst. of Materials, Vol.28, No.4, 1985, pp.231-235.
- 13. K.D. Christian ve R.M. German,** "Relation Between Pore Structure and Fatigue Behavior in Sintered Iron-Copper-Carbon", Int. J. Powder Metallurgy, Vol.31, No.1, 1995, pp 51-61.
- 14. S. Timoshenko,** Strength of Materials, Part II, D. Van Nostrand Co., N. Y., 1941.
- 15. D. Rodzinak ve S. Slesar,** "The Fatigue Curve of Sintered Iron and Its Microstructural and Fractographic Interpretation", Powder Metallurgy Int., Vol.12, No.3, 1980, pp.127-130.
- 16. U. Lindstedt ve B. Karlsson,** "Low-Cycle Fatigue Behavior of a P/M Austenitic Stainless Steel", P/M'94, Proc. World Con. on P/M, Paris, 1994, Vol.3, pp.2121-2124
- 17. S. Saritas, C. Dogan ve R. Varol,** "Improvement of Fatigue Properties of P/M Steels by Shot Peening", Powder Metallurgy, Inst. of Materials, Vol. 42, No. 2, 1999, pp 126-130.

- 18. C.M. Sonsino, F. Mueller ve R. Mueller,** "Improvement of Fatigue Behavior of Sintered Steels by Surface Rolling", *Int. J. Fatigue*, Vol.14, No.1, 1992, pp.3-13.
- 19. C.M. Sonsino, G. Schlieper ve W.J. Huppmann,** "How to Improve the Fatigue Properties of Sintered Steels by Combined Mechanical and Thermal Surface Treatments", *Modern Developments in P/M, MPIF*, Princeton, Vol. 16, 1984, pp.33-48.
- 20. R.M. German ve R.A. Queeney,** "Fatigue and Fracture Control for Powder Metallurgy Components", *ASM Handbook*, Vol. 19, Fatigue and Fracture, ASM Int., 1996, pp.337-344.
- 21. B. Lindqvist,** "Fatigue of P/M-Materials: Present Status and Future Possibilities", *Hoganas Internal Information*, No. P/M'91-4, 1991, 11 pages.
- 22. D.S. Madan,** "Enhanced Sintering and Property Improvement in Ferrous P/M Compacts", *Int. J. Powder Metallurgy*, Vol.27, No.4, 1991, pp.339-345.
- 23. H. Miura ve M. Kamada,** "Effect of Sulphur on the Spheroidisation of Pores of Sintered Iron Compacts", *J. Japan Society of Powder and P/M*, Vol.33, No.3, 1986, pp. 132-138.
- 24. H. Miura ve Y. Tokunaga,** "The Effect of Phosphorus Additions on the Structure and Mechanical Properties of Sintered Iron Compacts", *Int. J. Powder Metallurgy*, Vol.21, No.4, 1985, pp.269-281.
- 25. H.I. Sanderow,** "High Temperature Sintering of Ferrous P/M Components", *New Perspectives in Powder Metallurgy*, Vol.9, High-Temperature Sintering, MPIF, 1990, pp.15-34.
- 26. J. Tengzelius ve C.A. Blande,** "High Temperature Sintering of P/M Steels", *New Perspectives in Powder Metallurgy*, Vol.9, High-Temperature Sintering, MPIF, 1990, pp.217-228.
- 27. L. Chaman,** "Principles and Applications of High Temperature Sintering", *Reviews in Particulate Materials*, Vol.1, 1993, pp.75-107.
- 28. H.G. Rutz, T.F. Murphy ve T.M. Cimino,** "The Effect of Microstructure on Fatigue Properties of High Density Ferrous P/M Materials", *Advances in P/M & Particulate Materials, Proc. P/M World Congress.*, Washington DC, MPIF, 1996, Vol.4, pp.13-375/13-389.
- 29. T.M. Cimino, A.H. Graham ve T.F. Murphy,** "The Effect of Microstructure and Pore Morphology on Mechanical and Dynamic Properties of Ferrous P/M Materials", *Advances in P/M & Particulate Materials, Proc. Int. Con.*, Las Vegas, MPIF, 1998, Vol.3, pp 13-33/13-43.
- 30. T.M. Cimino, A.H. Graham, T.F. Murphy ve A. Lawley,** "The Effect of Microstructure and Pore Morphology on Mechanical and Dynamic Properties of Ferrous P/M Materials", *Advances in P/M & Particulate Materials, Proc. Int. Con.*, Vancouver, MPIF, 1999, Vol.2, pp.7-65/7-84.
- 31. B. Weiss, R. Stickler ve H. Sychra,** "High-Cycle Fatigue Behavior of Iron-based P/M-Materials", *Metal Powder Report*, vol.45, no.3, 1990, pp 187-192.
- 32. F.J. Esper ve C.M. Sonsino,** *Fatigue Design for P/M Components: Manual for Design and Production Engineers*, EPMA, London, 1994, 104 pages.

- 33. P.S. DasGupta ve R.A. Queeney**, "Fatigue Crack Growth Rates in a Porous Metal", *Int. J. Fatigue*, Vol.2, 1980, pp.113-117.
- 34. I. Bertilsson, B. Karlsson ve J. Wasen**, "Fatigue Properties of Sintered Steels", *Modern Developments in P/M, Proc. Int. Con., MPIF, Toronto*, 1984, Vol.16, pp.19-32.
- 35. I.J. Mellanby ve J.R. Moon**, "The Fatigue Properties of Heat-Treatable Low Alloy, Powder Metallurgy Steels", *Modern Developments in P/M, Proc. Int. Con., MPIF, Orlando*, 1988, Vol. 18, pp.183-195.
- 36. D.A. Gerard ve D.A. Koss**, "Low Cycle Fatigue Crack Initiation: Modeling the Effect of Porosity", *Int. J. Powder Metallurgy*, Vol.26, No.4, 1990, pp 337-343.
- 37. H.R. Jhansale**, "Fatigue Testing and Characterization of P/M Materials", *Metal Powder Report*, Vol.44, No.6, 1989, pp 416-424.
- 38. H.I. Sanderow, J.R. Spirko ve T.G. Freidhoff**, "Fatigue Properties of P/M Materials: Relationship of RBF and AF Results to Material-Processing Parameters", *Advances in P/M & Particulate Materials, Proc. Int. Con., Chicago, MPIF*, 1997, Vol.2, pp 13-117/13-135.
- 39. I. Bertilsson ve B. Karlsson**, "Cyclic Deformation Behavior and Low Cycle Fatigue of Sintered Steel", *Powder Metallurgy Int.*, Vol.20, No.1, 1988, pp.13-18.
- 40. U. Lindstedt ve B. Karlsson**, "Low-Cycle Fatigue Behavior of a P/M Austenitic Stainless Steel", *P/M'94, Proc. World Con. on P/M, Paris*, 1994, Vol.3, pp.2121-2124.
- 41. I. Bertilsson ve B. Karlsson**, "Dynamic Properties of Phosphorus-Alloyed Sintered Steel", *Metal Powder Report*, 1987, Vol.42, No.4, pp.271-275.
- 42. R. Haynes**, "Fatigue Behavior of Sintered Metals and Alloys", *Powder Metallurgy*, Vol.13, No.26, 1970, pp.465-510.
- 43. A. Hadrboletz ve B. Weiss**, "Fatigue of Sintered Iron Based Materials", *Int. Materials Reviews*, 1997, Vol.42, No.1, pp.1-44.
- 44. L. Ledoux. Ve C. Prioul**, "The Influence of Pore Morphology on The Monotonic and Cyclic Properties of Sintered Iron", *Modern Developments in P/M, MPIF*, 1988, Vol. 21, pp.41-53.
- 45. A.F. Kravic**, "The Fatigue Properties of Sintered Iron and Steel", *Int. J. of Powder Metallurgy*, vol.3, no.2, 1967, pp.7-13.
- 46. R.C. O'Brien**, "Fatigue Properties of P/M Materials", *SAE Technical Paper No.880165, SAE Int.*, 1988.
- 47. J.E. Shigley ve C.R. Mischke**, *Mechanical Engineering Design*, McGraw-Hill, New York, 1989.
- 48. O. Andersson ve B. Lindqvist**, "Benefits of Heterogeneous Structures for the Fatigue Behaviour of PM Steels", *Metal Powder Report*, vol.45, no.11, 1990, pp.765-768.

- 49. S. Mitomi ve H. Miura**, "Effect of Homogeneous and Heterogeneous Structures on the Properties of Sintered Alloy Steels Produced by MIM", Nippon Tungsten Review, vol.28, 1996, pp. 1-11.
- 50. H. Miura, T. Baba ve T. Honda**, "Effects of Heterogeneous Structure on Properties of Sintered Low Alloy Steels", Advances in P/M & Particulate Materials, Proc. P/M World Congress., Washington DC, MPIF, 1996, Vol.4, pp.13-42/13-49.
- 51. N. Douib, I.J. Mellanby ve J.R. Moon**, "Fatigue of Inhomogeneous Low Alloy P/M Steels", Powder Metallurgy, Inst. of Materials, Vol.32, No.3, 1989, pp.209-214.
- 52. C.M. Sonsino, G. Schlieper ve W.J. Huppmann**, "Influence of Homogeneity on the Fatigue Properties of Sintered Steels", Int. J. Powder Metallurgy, vol.20, no.1, 1984, pp.45-50.
- 53. W.B. James**, "Effect of Alloying Methods on Thermal Processing and Properties of Ferrous Materials", Industrial Heating, vol.59, no.6, 1992, pp. 34-39.
- 54. T. Baba, T. Honda ve H. Miura**, "Effects of Homogeneous and Heterogeneous Microstructures on The Fatigue Properties of 4600 Steels Produced by MIM Process", J. Japan Society of Powder and P/M, vol.44, no.5, 1997, pp 443-447.
- 55. D.S. Madan**, "An Update on the Use of Manganese Sulfide (MnS) Powder in Powder Metallurgy Applications", Advances in P/M, MPIF, 1991, Vol.3, pp.101-115.
- 56. A. Bergmark**, "Influence of MnS on the Fatigue Properties of Distaloy AE+0.5%C", Advances in P/M & Particulate Materials, MPIF, 1996, Vol.4, pp.13-161/13-166.
- 57. H. Drar**, "Fatigue Fracture of MnS-Containing Powder Metallurgy Steels", J. Materials Science Letters, 1996, Vol.15, No.20, pp. 1781-1783.
- 58. J.A. Bas**, "Post-Sintering Heat Treatments", P/M'98, Proc. P/M World Congress, Granada, Spain, Spain, EPMA, 1998, Educational Program: P/M Short Course, 21 pages.
- 59. T. Bell**, "Surface Treatment and Coating of P/M Components", Powder Metallurgy, Vol. 34, No.4, 1991, pp.253-258.
- 60. S. Saritas, F.H. Usmani ve T.J. Davies**, "Fatigue of Surface Treated Powder Forged Steels", Heat Treatment'81, Proc. Int. Con., Metals Society, Birmingham, 1981, pp.147-157.
- 61. P. Beiss**, "Finishing Processes in Powder Metallurgy", Powder Metallurgy, Inst. of Materials, Vol.32, No.4, 1989 pp.277-284.
- 62. P. Beiss**, "Steam Treatment of Sintered Parts", Powder Metallurgy, Inst. of Materials, Vol. 34, No.3, 1991, pp.173-177.
- 63. C.M. Sonsino**, "Fatigue Design for Powder Metallurgy", Powder Metallurgy, vol.33, no.3. 1990, pp.235-245.

**64. P. Beiss**, "Fatigue Strength of Sintered Steels", Metal Powder Report, Elsevier, 1987, Vol.42, No.4, pp.243-249.