İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

SIFIRALTI / KREOJENİK ISIL İŞLEMİN 100Cr6 ve 8620 KALİTE ÇELİKLERİN ÖZELLİKLERİ ÜZERİNE ETKİSİ

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Müh. Bora ULUĞ

Anabilim Dalı: METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ

Programı: MALZEME MÜHENDİSLİĞİ

KASIM 2006

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

SIFIRALTI / KREOJENİK ISIL İŞLEMİN 100Cr6 ve 8620 KALİTE ÇELİKLERİN ÖZELLİKLERİ ÜZERİNE ETKİSİ

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Müh. Bora ULUĞ
(506961051)

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih: 4 Eylül 2006
Tezin Savunulduğu Tarih: 13 Kasım 2006

Tez Danışmanı: **Prof. Dr. Hüseyin ÇİMENOĞLU**
Diğer Jüri Üyeleri: **Prof. Dr. E. Sabri KAYALI**
Prof. Dr. Mehmet KOZ

EYLÜL 2006

ÖNSÖZ

Bu tezin endüstride sıfıraltı ısıl işlem konusunda karşılaşılan sorulara ve problemlere bir nebzede olsa yanıt verebilmesini umuyorum . Tezde verilen bilgilerin sıfır altı ısıl işlem prosesinde önemli bazı parametrelerin belirlenmesinde yardımcı olacağı düşüncesindeyim.

Bu tezin hazırlanmasında bana yol gösterici ve destekleyici olan başta Prof. Dr. Hüseyin ÇİMENOĞLU olmak üzere tezin hazırlanmasında bana değerli katkılarını esirgemeyen Yrd. Doç. Dr. Sn Murat BAYDOĞAN'a, deneylerin yapılmasında bana yardımcı olan Yük. Müh. Harun MİNDİVAN'a, Yük. Müh. Özgür ÇELİK'e, Yük. Müh. Onur MERDANOĞLU'na, Müh. Mert GÜNYÜZ'e, Müh. İsa Metin ÖZKARA'ya ve öğrenci arkadaşım Yakup GÖNÜLLÜ'ye teşekkür ederim.

Ayrıca numunelerin hazırlanmasında ve kimyasal analizlerinde yardımcı olan Merve Kalıp/Bursa firmasından Sn. Faruk Bey'e, numunelerin ısıl işlemlerini gerçekleştirmemde yardımcı olan Doğu Pres / Bursa firmasından Sn. Hakan DOĞAN'a, sonsuz minnettarlığımı sunarım.

Tezimin hazırlanması sürecinde bana sonsuz desteğini esirgemeyen sevgili eşim Sn. Mahiye ULUĞ'a ve eğitim hayatım boyunca hep yanımda olan sevgili aileme teşekkürlerimi bir borç bilirim .

EYLÜL,2006-12-03 BORA ULUĞ

İÇİNDEKİLER

Sayfa No

ÖNSÖZ ... ii
İÇİNDEKİLER ... iii
KISALTMALAR ... v
TABLO LİSTESİ ... vi
ŞEKİL LİSTESİ ... vii
SEMBOL LİSTESİ ... ix
ÖZET ... x
SUMMARY ... xi

1. GİRİŞ ... 1

2. SIFIRALTI ISIL İŞLEMİN GENEL PRENSİPLERİ ... 2
2.1. Çelik Yapısındaki Değişimler ... 2
2.2. Sıfıraltı Isıl İşlemin Sementasyon Çelikleri Üzerine Etkisi ... 5
2.3. Sıfıraltı Isıl İşlemin Mekanizmaları ... 8
2.3.1. h-karbür çökelme mekanizması ... 10
2.4. Sıfıraltı Isıl İşleme Sıcaklık ve Sürenin Etkisi ... 12
2.5. Sıfıraltı Isıl İşlem Uygulamaları ... 15

3. SIFIRALTI İŞLEM UYGULAMALARINDA KULLANILAN EKİPMANLAR ... 17
3.1. Soğutma Metodu Prensipleri ... 17
3.2. Ekipman Seçimi ... 17

4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR ... 19
4.1. Deneysel Malzemeler ... 19
4.2. Isıl İşlemler ... 19
4.3. Mikroyapısal İncelemeler ... 20
4.4. Sertlik ve Darbe Deneyleri ... 22
4.5. Aşınma Deneyleri ... 22

Sayfa No

5. DENEYSEL SONUÇLAR VE İRDELEME 24
5.1. Mikroyapısal Karakterizasyon 24
5.1.1. Metalografik İncelemeler 24
5.1.2. X-ışını difraksiyon analizi sonuçları 24
5.2. Mekanik Deney Sonuçları 28
5.2.1. Sertlik deneyi sonuçları 28
5.2.2. Darbe deneyi sonuçları 29
5.2.3. Aşınma Deneyi Sonuçları 31

6. GENEL SONUÇLAR 34

KAYNAKLAR 35
EKLER 37
ÖZGEÇMİŞ 42

KISALTMALAR

YMK : Yüzey merkezli kübik,

Ms : Martensit başlangıç sıcaklığı,

Mf : Martensit bitiş sıcaklığı,

VSD : Vickers sertlik değeri,

XRD : X-ışını difraksiyonu,

TEM : Geçirimli elektron mikroskobu,

SEM : Taramalı elektron m,kroskobu,

HRC : Rockwell C sertlik değeri.

TABLO LİSTESİ

Sayfa No

Tablo 4.1 İncelenen çeliklerin kimyasal bileşimi. 19

Tablo 4.2 İncelenen çeliklerin ısıl işlem koşulları. 20

Tablo 5.1 İncelenen çeliklerin yapısında bulunan fazların kırınım düzlemi ve kırınım açısı değerleri. 27

ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa No

Şekil 2.1 Çeliğin karbon oranına bağlı olarak Ms ve Mf sıcaklıklarının değişimi. 3

Şekil 2.2 Sıfıraltı işleminden önce ve sonra martensitik bir çeliğin mikroyapısı. .. 4

Şekil 2.3 Çeliğin karbon oranına bağlı olarak kalıntı östenit oranının değişimi..... 7

Şekil 2.4 180°C de 600 s temperlenmiş ve sıfıraltı işlem görmemiş bir numunenin geçirimli elektron mikroskop görüntüsü. 9

Şekil 2.5 Sıfır altı işlem uygulandıktan sonra temperlenen bir çeliğin aydınlık alan TEM görüntüsü ve 013 martensit bölgesinden oluşan difraksiyon paterni. 9

Şekil 2.6 -180°C'de sıfıraltı işlem uygulandıktan sonra temperlenen çelik mikroyapısının aydınlık alan TEM fotoğrafı ve aynı bölgenin difraksiyon paterni. 10

Şekil 2.7 [010] boyunca bir izdüşüm içeren, (010) h-karbür düzlemindeki atomların dizilişi. 11

Şekil 2.8 Sıfıraltı soğutma sıcaklığının D2 soğuk iş takım çeliğinin karbür sayısına etkisi. 13

Şekil 2.9 Sıfıraltı soğutma süresinin D2 soğuk iş takım çeliğinin karbür sayısına etkisi. 13

Şekil 2.10 Sıfıraltı soğutma süresinin D2 soğuk iş takım çeliğinin sertliğine etkisi. 14

Şekil 2.11 Sıfıraltı işlem sıcaklığının D2 soğuk iş takım çeliğinin aşınma hızına etkisi. 14

Şekil 2.12 Hmk demirin (α-demir) akma dayanımına sıfıraltı sıcaklığın etkisi. 15

Şekil 3.1 Farklı tipte sıfıraltı işlem ekipmanları. 19

Şekil.4.1 Deneysel çalışmalarda kullanılan 8620 ve 100Cr6 kalite çeliklerin ısıl çevrim diyagramları. 21

Şekil.4.2 Aşınma deneyi sonunda numune üzerinde oluşan aşınma izinin profilinin şematik görünümü. 23

Şekil 5.1 Farklı ısıl işlemler uygulanan 8620 ve 100Cr6 kalite çeliklerin optik mikroyapı fotoğrafları. 25

Şekil 5.2 İncelenen 8620 ve 100Cr6 kalite çeliklerin XRD paterni. 26

Şekil 5.3 Uygulanan ısıl işlemlerin kalıntı östenit hacim oranına etkisi. 27

Sayfa No

Şekil 5.4 8620 ve 100Cr6 kalite çeliklerin sertliğinin uygulanan ısıl işleme göre değişimi. 28

Şekil 5.5 Sementasyon uygulanmış 8620 kalite çeliğin yüzeyinden merkeze doğru sertlik değişimi. 29

Şekil 5.6 8620 ve 100Cr6 kalite çeliklerin çentikli ve çentiksiz darbe direnci değerlerinin uygulanan ısıl işleme göre değişimi. 30

Şekil 5.7 Farklı ısıl işlemler uygulanan 8620 ve 100Cr6 kalite çeliklerin çentikli darbe deneyleri sonunda kırılma yüzeylerinin görünümü..... 31

Şekil 5.8 Farklı ısıl işlemler uygulanan 8620 ve 100Cr6 kalite çeliklerin relatif aşınma direncinin değişimi. 32

Şekil 5.9 Farklı ısıl işlemler uygulanan 8620 ve 100Cr6 kalite çeliklerin aşınma deneyinde kullanılan aşındırıcı bilya yüzeyinin optik mikroskop görüntüsü..... 33

Şekil A.1 İncelenen 8620 kalite çeliğin sertleştirilmiş ve sıfır altı işlem uygulanmış haldeki XRD paterni. 36

Şekil A.2 İncelenen 8620 kalite çeliğin sertleştirilmiş, sıfır altı işlem uygulanmış ve temperlenmiş haldeki XRD paterni. 37

Şekil A.3 İncelenen 100Cr6 kalite çeliğin sertleştirilmiş haldeki XRD paterni. ... 38

Şekil A.4 İncelenen 100Cr6 kalite çeliğin sertleştirilmiş ve sıfır altı işlem uygulanmış haldeki XRD paterni. 39

Şekil A.5 İncelenen 100Cr6 kalite çeliğin sertleştirilmiş, sıfır altı işlem uygulanmış ve temperlenmiş haldeki XRD paterni. 40

SEMBOL LİSTESİ

A **:** Aşınma izinin alanı,

G **:** Aşınma izinin genişliği,

D **:** Aşınma izinin derinliği,

Vγ **:** Kalıntı östenit hacim oranı,

Vm **:** Martensit hacim oranı,

Tq **:** Su verme sıcaklığı,

I **:** X-ışını difrakisyonunda belirli bir pikin şiddeti,

R **:** X-ışını difrakisyonunda belirli bir pikin teorik şiddet faktörü,

X **:** Fazın hacim oranı.

SIFIRALTI / KREOJENİK ISIL İŞLEMİN 100Cr6 VE 8620 KALİTE ÇELİKLERİN ÖZELLİKLERİ ÜZERİNE ETKİSİ

ÖZET

Bu çalışmada 8620 yüzey sertleştirilmiş ve 100Cr6 çeliklere sıfıraltı ısıl işlem uygulanarak bu işlemin mikro yapı, kalıntı östenit hacim oranı, sertlik, darbe direnci ve aşınma direnci üzerine etkileri incelenmiştir. Çalışma için 10 mm x 10 x 50 mm deney numuneleri hazırlanarak iki farklı kalitedeki çeliğe farklı ısıl işlem döngüleri uygulanmıştır. 8620 yüzey sertleştirilmiş çelik 550 °C'de 60 dakika ön ısıtmaya tabi tutulduktan sonra 930°C'de asetilen ortamı vasıtasıyla 24 dakika karbürlenmiştir.120 dakikalık difüzyon süresi sonunda numuneler 860°C olan sertleştirme sıcaklığına indirilmiş ve 80°C'de yağ ortamında sertleştirilmiştir. -70°C'de 60 dakika sıfıraltı işleme tutulan numuneler daha sonra 180°C'de 120 dakika temperlenmiştir. 100Cr6 kalite çelik ön ısıtma sıcaklığı olan 550°C'de 60 dakika daha sonra östenitleme sıcaklığı olan 860°C'de 120 dakika tutulmuştur. Numuneler daha sonra 80°C'de yağ ortamında sertleştirilmiştir. -70°C'de 60 dakika sıfıraltı işleme tutulan numuneler daha sonra 200°C'de 120 dakika temperlenmiştir.

Numuneler uygulanan işleme göre yalnızca sertleştirme işlemi uygulananlar, sertleştirme ve sıfıraltı işlem uygulananlar ve sertleştirme, sıfıraltı ve temperleme işlemi uygulananlar olacak şekilde 3 gruba ayrılmıştır. Optik mikroskop ile çekilen mikroyapı fotoğrafları irdelendiğinde 8620 ve 100Cr6 kalite çelikte sertleştirme sonrası ve sıfıraltı işlem sonrası mikroyapılar birbirine benzer çıkarken temperleme işlemi sonrasında diğer işlemlerde görülen beynit morfolojisi kaybolmuştur. Her numune grubu için X-ışını difraktometresi kullanılarak elde edilen difraksiyon paternleri incelenerek doğrudan karşılaştırma metodu ile kalıntı östenit hacim oranları belirlenmiştir . Sertleştirmeyi takiben yapılan sıfıraltı işlemi her iki çelik kalitesinde de kalıntı östenit oranını % 38 azaltmıştır. Isıl işlemin son kademesi olarak yapılan temperleme işlemiyle, kalıntı östenit hacim oranında azalma devam etmiştir. Her iki çelikte de sıfıraltı işlemiyle, kalıntı östenitin martensite dönüşmesi sonucu sertlik bir miktar artmıştır. Bu artış kalıntı östenitin martensite dönüşmesi ve sıfıraltı işlemi sırasında meydana gelen karbür çökelmesi mekanizmasından kaynaklanmaktadır. Artış oranı, 8620 kalite çelik için yaklaşık %1.5, 100Cr6 kalite çelik için ise yaklaşık %3 düzeyindedir. Temperleme işlemi, uygulanan ısıl işlemler arasında en düşük sertlik değerinin elde edildiği ısıl işlemdir. Temperleme sonucu sertlik değerinin sertleştirilmiş duruma göre azalma oranı 8620 kalite çelikte %8, 100Cr6 kalite çelikte ise %3 dolayındadır. 8620 ve 100Cr6 kalite çeliklere uygulanan sıfıraltı işlem, tokluk değerlerinde fazla bir değişikliğe sebep olmadan sertlik değerlerinde artışa neden olmaktadır.Her iki kalite çelikte de elde edilen aşınma direnci değerleri literatürde geleneksel ısıl işlemlerle elde edilen değerlerden daha yüksektir. Bununla birlikte sıfıraltı ve temperleme işlemi ile sertleştirme sonrası elde edilen aşınma direncinin düştüğü görülmüştür Sonuç olarak sıfıraltı işlemi ve temperlemenin, her durumda incelenen çeliklerin aşınma direncini olumsuz etkilediği ve her iki çeliğin sıfıraltı işlemiyle belirlenen mekanik özelliklerinin farklı mekanizmalarla kontrol edildiği anlaşılmaktadır.

THE EFFECT OF SUBZERO/CRYOGENIC HEAT TREATMENT ON 100Cr6 AND 8620 STEEL PROPERTIES

SUMMARY

In this study 8620 face hardened and 100Cr6 steels have been subzero heat treated and the effect of this heat treatment on the microstructure, retained austenite volume ratio, hardness toughness and wear resistance has been investigated. Samples for two kind of steels with the dimension of 10 mm x 10 x 50 mm has been machined and different heat treatment cycles has been applied. 8620 face hardened steel was preheated at 550 °C for 60 minutes. Then it was carburized at 930°C ‘de with acetylene atmosphere for 24 minutes. .At the end of 120 minutes of diffusion temperature was decreased to 860°C which is the austenizing temperature and the samples were hardened in oil at 80 °C .Samples were subzero treated at -70°C ‘for 60 minutes and were tempered at 180 °C for 120 minutes.

100Cr6 steel was preheated at 550°C for 60 minutes and was austenized at 860°C for 120 minutes. Samples were then hardened at 80°C in oil. Samples were subzero treated at -70°C for 60 minutes and were tempered at 180°C for 120 minutes. Samples were grouped as only hardened; hardened and subzero treated; hardened, subzero treated and tempered according to the applied heat treatment. The microstructure photographs investigated under an optic microscope revealed that the microstructures after the hardening and subzero treatment remain the same whereas the bainite morphology seen in the other steps was disappeared after the tempering. The diffraction patterns obtained by using X-ray diffractometer were examined and the retained austenite volume ratio’s were determined by direct comparison method .Subzero treatment which was performed after the hardening resulted with a % 38 decrease at the retained austenite ratio for two kind of steels . The decrease in the retained austenite ratio continued with the last step which is tempering. For both kinds of steels the hardness values has increased with the transformation of retained austenite into martensite. This increase is the result of the transformation of martensite from retained austenite and the carbide precipitation mechanism. The increase rate at 8620 steel is %1.5 whereas it is %3 for 100Cr6. Tempering step results with the lowest hardness value compared to the other steps. The hardness decrease % 8 for 8620 and % 3 for 100Cr6 after tempering.

Subzero treatment causes an increase at hardness values with a negligible difference at toughness. Concerning the values in the literature the wear resistance values are higher than the values obtained by traditional methods for both steels .Yet it is determined that the wear resistance decreases after the subzero and tempering steps when compared to hardened steel . As a result it can be said that subzero treatment and tempering results with a decrease in the wear resistance in both cases and the mechanical properties for both steels are being controlled with different mechanisms.

1. GİRİŞ

Metallerin ısıl işlemi endüstriyel çağın şüphesiz en önemli gelişmelerden biri olarak kabul edilmektedir. Metalik malzemelerin daha mukavemetli ve aşınmaya dayanıklı olması için araştırmalar çok uzun yıllardır devam etmektedir. Metallerin ısıl işlemlerinde kullanılan modern proseslerden birisi de sıfıraltı (sıfıraltı) sıcaklıklarda yapılan temperleme işlemidir. Isıl işlem bilimi endüstride iyi bilinmesine ve geniş çaplı uygulanıyor olmasına rağmen, sıfıraltı ısıl işlemin prensipleri henüz tam olarak anlaşılamamıştır. Bu prosesle ilgili henüz cevaplanmamış pek çok soru bulunmakla birlikte, bilgisayar yardımıyla elde edilen ısıtma ve soğutma eğrilerinin geliştirilmesinden sonra, sıfıraltı ısıl işlemin mekanizması ve yararları daha belirgin olarak ortaya çıkmıştır [1].

Endüstriyel üretim üzerindeki en olumsuz etkilerden biri de metalik malzemelerin aşınmasıdır. Çeşitli araç-gereç, kalıp ve yatak gibi pek çok sanayi ürününün normal çalışma şartlarında ortaya çıkan aşınma, ürünün kendi maliyetinin yanı sıra sebep olduğu duruş nedeniyle de üretimi azaltan ve maliyeti arttıran bir etkiye sahiptir. Sıfıraltı temperleme ile bu tür ürünlerin ömürlerinde önemli artışlar sağlanabilmekte, bazı uygulamalarla parça ömrü 25 kata varan oranda arttırılabilmektedir. Sıfıraltı ısıl işlem, ayrıca yarış arabaları, spor ekipmanları ve silah sanayi gibi alanlarda da çok etkileyici sonuçlar vermektedir. Bu prosesin aşınma direnci ve yorulma mukavemetini geliştirmede çok etkili bir yöntem olduğu açık olmakla birlikte, işlem sırasında meydana gelen yapısal değişimlerin mekanizmasının tam olarak anlaşılabilmesi için daha pek çok çalışmanın yapılması gerekmektedir [1].

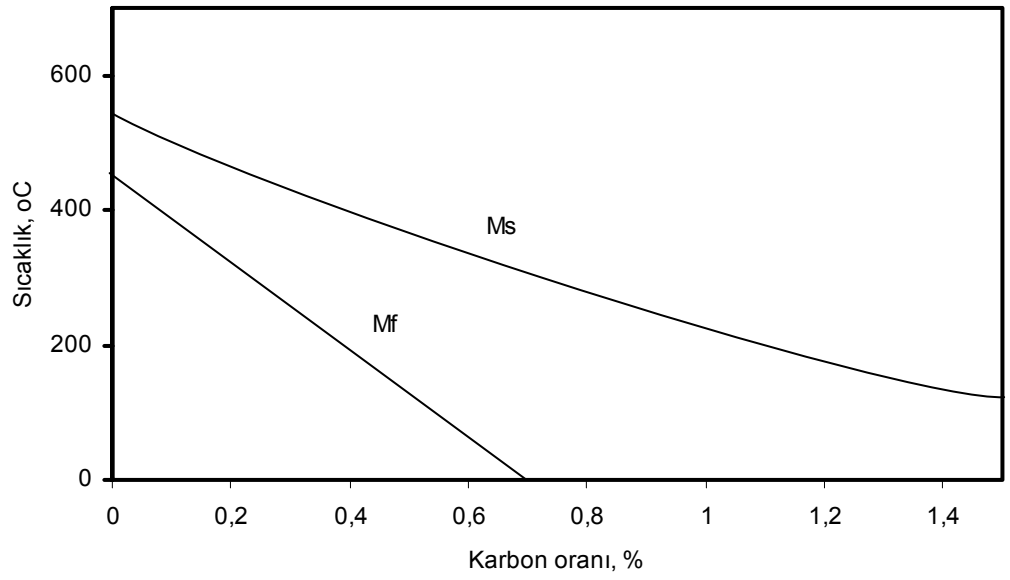
2. SIFIRALTI ISIL İŞLEMİN GENEL PRENSİPLERİ

Sıfıraltı temperleme esas olarak, malzemenin -50°C ile mutlak sıfır değeri olan -273°C aralığında soğutulması, bu ortamda malzemenin tamamında yapısal değişim meydana gelecek kadar tutulması ve daha sonra bu ortamdan çıkarılarak oda sıcaklığına ısınmasına izin verilmesi kademelerini içerir. İşlem sonunda malzeme, istenirse normal temperleme için ısıtılabilmektedir, ancak bu işlem her zaman sıfıraltı ısıl işlemine dahil olmayabilir. Prosesin karışıklığı, soğutma, bekletme ve ısıtma döngülerinin koşullarının (sıcaklık ve zaman) doğru olarak belirlenebilmesi ve uygulanabilmesinden kaynaklanmaktadır [2].

2.1. Çelik Yapısındaki Değişimler

Sıfıraltı ısıl işlemin sonuçlarını yorumlayabilmek için, öncelikle normal ısıl işlem ile olan ilişkinin iyi kurulması gerekir. Bir yüksek karbonlu çelik ısıtıldığında enerjideki artış, demir atomları arasındaki mesafenin artmasına ve bunun sonucunda çelik içinde bulunan karbon atomlarının daha geniş boşlukları dolduracak şekilde bir katı eriyik oluşturabilmesini sağlar. Karbonca zenginleşmiş bu demir katı eriyiğine östenit adı verilir. Çeliğin sertleştirilmesi esas olarak östenitin hızlı soğutulmasıyla karbon atomlarının katı eriyik içerisinde hapsedilmesine dayanır. Bu sertleştirme prosesi (Su verme) çeliğin sertleştirme ısıl işleminin ilk adımıdır. Östenitin yüzey merkezli kübik (ymk) kristal yapısı, oda sıcaklığında kararlı olmadığından soğutma işlemi sonunda, östenit, sert ve gevrek martensit fazı oluşur. Martensitin sertliğini düşürerek tokluğunu arttırmak amacıyla, su verme sonrası temperleme adı verilen bir işlemle çelik belirli bir sıcaklığa ısıtılır, bu sıcaklıkta belirli bir süre tutulur ve daha sonra oda sıcaklığına soğutulur. :Çelik, kontrollü bir şekilde soğutularak martensit başlama sıcaklığı (Ms) üzerinde bir süre tutulduktan sonra soğutulursa (martemperleme), özellikle kalın kesitli ve karmaşık şekilli parçalarda sıcaklık dağılımı eşit olacağından, tüm yapıda homojen bir martensit yapısı elde etmek mümkündür.

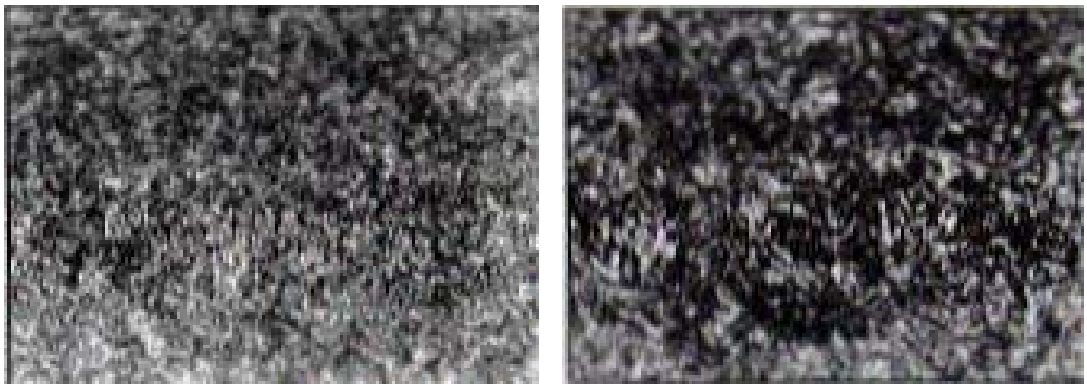
Sıfıraltı ısıl işlem özellikle % 0.83'den yüksek karbon içeren ötektoid üstü çeliklerde önemlidir. Martensit yapısı, sabit bir sıcaklık yerine Ms ve Mf (Martensit başlama ve bitiş sıcaklıkları) olarak tanımlanan bir sıcaklık aralığında oluştuğu için, çeliğin soğutulmasıyla daha çok östenitin martensite dönüşümünün sağlanması mümkündür. Martensit oluşumu için sıcaklık değişimi malzemenin karbon oranına bağlı olarak değişmektedir. Şekil 2.1 karbon oranına bağlı olarak martensit oluşumu başlama ve bitiş sıcaklıklarının (Ms ve Mf) değişimini göstermektedir. Buna göre % 0.7 C içeren bir çelik için Mf sıcaklığı 0°C'nin altına düşmektedir. Çoğu çelik üretim tesisinin ortam sıcaklığının bu sıcaklıktan yüksek olduğu düşünülürse yüksek karbonlu çeliklerde harici bir soğutma olmadan östenitin tamamen martensite dönüşmesinin olanaksız olduğu kolaylıkla görülebilir.



Şekil 2.1: Çeliğin karbon oranına bağlı olarak Ms ve Mf sıcaklıklarının değişimi.

Şekil 2.1'den görüldüğü gibi yüksek karbonlu çeliklerde östenitin tamamen martensite dönüşebilmesi için çeliğin normal ortam sıcaklığından çok daha düşük sıcaklıklara soğutulması gerekmektedir. Sıfıraltı ısıl işlemin amacı ötektoid üstü çeliklerde kalıntı östenitin tamamen martensite dönüşümünü sağlayabilmektir. Bu işlem ile %0.83 C içeren bir çelikte kalıntı östenit oranı %42'den %0.9'a düşürülebilmektedir. Martensitik dönüşümün tamamlanması yüksek sertlik sağlarken kabul edilebilir tokluk değerlerini de karşılamaktadır.

Martensit dönüşümü esnasında bir miktar serbest karbon atomu arayer katı eriyiğinin dışarısında çökelmekte ve martensit kristal büyümesi esnasında oluşan basınçla bir araya gelmektedir. Bu ince karbon oluşumları, karbür olarak bilinmekte ve mikroskop altında martensit tane sınırlarında sıkışmış ince kömür parçaları gibi görünmektedirler. Bu karbürler martensit kristallerinin homojen yapılarını bozarak, sertleştirilmiş ve temperlenmiş çeliklerde kırılganlığını arttırmaktadır. Sıfıraltı ısıl işlemi, bu karbürlerin boyutlarının belirgin olarak küçültülmesi, oluşumlarının yavaşlatılması, karbon atomlarının yapı içersinde daha fazla dağıtılması ve bunun sonucunda daha az boşluk içeren daha sıkı bir tane yapısının oluşması sağlanabilmektedir. Bu konuda ortaya atılan bir görüş, sıfıraltı ısıl işlemin bu olumlu etkisini, çok düşük sıcaklıkların serbest karbondaki kovalent bağların oluşumunu ve daha büyük karbür yapılarının oluşumunu engellemesi mekanizmasına dayandırmaktadır. Şekil 2.2 martensitik çeliğin sıfıraltı temperleme öncesi ve sonrasındaki mikroyapılarını göstermektedir. Sıfıraltı işlemi sonunda karbon dağılımının artması sonucu daha büyük bir tane yapısı elde edilmektedir.



(a) (b)

Şekil 2.2: Sıfıraltı işleminden (a) önce ve (b) sonra martensitik bir çeliğin mikroyapısı.

Daha önce belirtildiği gibi östenitin martensite dönüşümü çeliğin karbon oranı ve sıcaklığa bağlıdır. Çelik, önce karbon atomlarının eriyiğe geçebileceği yeterli bir sıcaklığa ısıtılmalı, sonra bu sıcaklıkta tüm yapı östenite dönüşene kadar bekletilmelidir. Bu süre tutma süresi olarak bilinir ve işlem gören parçanın kütlesine göre değişir. Bir sonraki adım, parçanın, çeliğin karbon içeriğine göre belirlenecek bir Ms sıcaklığına ani olarak soğutulması ve termal denge (sıcaklığın malzemenin her yerinde eşit olması) sağlanana kadar bu sıcaklıkta tutulmasıdır. Daha sonra parça iç gerilmelerin en aza indirgendiği bir hızla oda sıcaklığına döndürülmelidir.

Normal koşullarda oda sıcaklığına soğutularak sertleştirilen çeliklerde, kalıntı östenitin giderilmesi amacıyla da sıfıraltı işlem uygulanması yaygındır, ancak bu durumda oluşan kristal yapı, çeliğin doğrudan sıfıraltı sıcaklığa soğutulmasıyla oluşan martensit yapısınınki kadar homojen değildir [3,4].

2.2. Sıfıraltı Isıl İşlemin Sementasyon Çelikleri Üzerine Etkisi

Sementasyon, mil ve dişli çark gibi yüksek zorlamalara maruz kalan makine parçalarının yüzey özelliklerinin iyileştirilmesi, yüksek yüzey sertliği, yorulma dayanımı ve aşınma direnci elde etmek için kullanılan yaygın bir yöntemdir. Düşük karbonlu çeliklerden (% 0.25 C) üretilen makine parçaları, karbürizasyon ile yüksek karbonlu sert bir yüzey (% 0.8-0.9 C) ve düşük karbonlu tok bir merkeze sahip olmaktadır. Aynı zamanda, yüzey ve merkezin, farklı hızlarda soğumaları ve oluşan mikroyapıların farklı olması, genellikle yüzeyde basma, merkezde ise çekme kalıntı gerilmeleri oluşturmaktadır. Yüzeyde oluşan basma kalıntı gerilmeleri eğme ve burma zorlamalarında faydalı olmaktadır. Sementasyon işlemi, aşınma, eğme ve burma yorulma dayanımı ile temas yorulma dayanımlarının yüksek olmasını sağlamaktadır. Doğru ısıl işlem uygulanmış bir çeliğin mikroyapısı ağırlıklı olarak temperlenmiş martensitten oluşmakla birlikte, yüzeyden merkeze doğru martensit yapısı, miktarı ve özellikleri değişmektedir. Sementasyon işlemi yapılmış çeliklerin yüzey kısmında özelliklerini ciddi olarak etkileyen, kalıntı östenit, kaba karbürler, tane sınırı karbürleri, fosfor segregasyonu ve yüzeyoksitleri gibi başka mikroyapılar da meydana gelebilir. Merkez mikroyapısı ise sertleşebilirliğe bağlı olarak, temperlenmiş martensit, beynit veya ferrit ve perlitten meydana gelebilir. Oluşan bu yüzey ve merkez mikroyapıları, çeliğin mikroyapısında meydana gelen kalıntı gerilmelerin büyüklüğünü, malzemenin yorulma dayanımını, temas yorulma dayanımını, sertlik ve aşınma direncini etkiler [5].

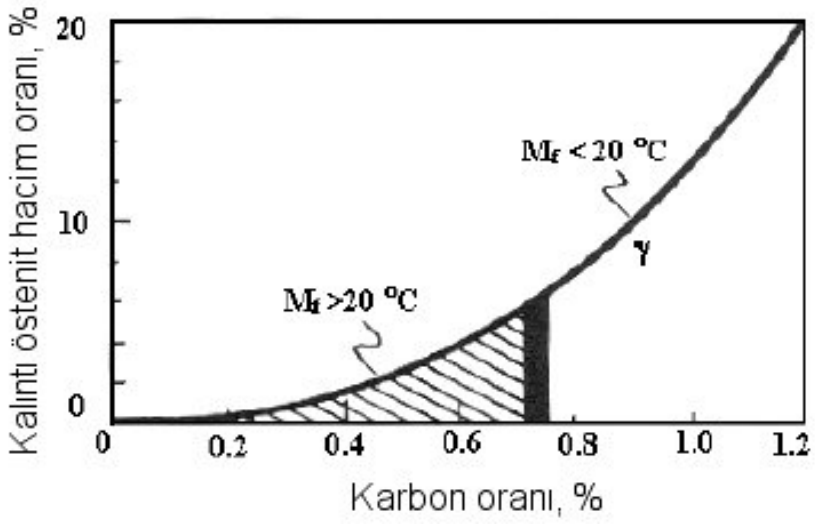
Sementasyon işleminden sonra, karbon miktarı genellikle yüzeyde en yüksek olacak şekilde merkeze doğru azalmaktadır. Meydana gelen sertlik de karbon miktarına bağlı olarak değişmektedir. Etkili sementasyon derinliği, sementasyon işleminden sonra, belirli bir sertlik değeri için tarif edilir. TS 1719'a göre etkili sementasyon derinliği, "550 VSD sertliğe sahip karbürize ve sertleştirilmiş tabaka ile yüzey arasındaki dikey uzaklık" olarak tanımlanmaktadır. Etkili sementasyon derinliğine etki eden faktörler; sementasyon sıcaklığı, sementasyon süresi, karbürizasyon

ortamının karbon potansiyeli, çeliğin kimyasal bileşimi, parçanın şekli ve büyüklüğü ve su verme esnasındaki soğutma hızıdır [5,6].

Kalıntı östenit, dönüşüm sertleştirmesi esnasında martesnsite dönüşmeyip, oda sıcaklığına kadar kalabilen östenittir. Yüzey sertleştirilmesi yapılmış parçalarda kalıntı östenitin meydana gelmesindeki en önemli faktör östenitin martensite dönüşüm sıcaklıkları olan martensit başlama sıcaklığı (Ms) ve martesnsit bitiş sıcaklığıdır (Mf) [7].

Çeliklerde, östenit Ac_3 ve Acm sıcaklıklarının üzerinde kararlı haldedir. Bu sıcaklıklardan daha yüksek bir sıcaklıktan soğutulduğunda, östenit, çeliğin kimyasal bileşimine ve soğutma hızına bağlı olarak kararsız ve yeni mikroyapılara dönüşür. Dönüşüm difüzyona müsaade edecek hızda olursa, ferrit, perlit ve beynit gibi yapılar meydana gelir. Bunlar yüksek sıcaklık dönüşüm ürünleridir. Düşük karbonlu çeliklerde bu dönüşümler Ac_3 ile 400°C arasındaki sıcaklıklarda meydana gelmektedir. Çeliklerin sertleştirilmesinde ise, östenitin kritik soğuma hızının üzerindeki bir hızda soğutulmasıyla (difüzyon için gerekli zaman verilmeden) martensitik bir yapının oluşması hedeflenir. Martensit dönüşüm bitiş sıcaklığı (Mf), su verme ortam sıcaklığının altına düşerse, östenitin martesnsite dönüşümü tamamlanamaz. Karbon oranı % 0.5-0.6'dan fazla olan çeliklerde, yapının tamamıyla martensit olması için çeliğin sıfırın altındaki sıcaklıklara kadar soğutulması gerekir. Düşük karbonlu az alaşımlı çeliklerin martesnsit dönüşüm aralığı (Ms-Mf) 450 ile 200°C iken yüksek karbonlu çeliklerin martesnsit dönüşüm aralığı ise 200°C ile -100°C arasındadır. Mf bazı çeliklerde -200°C'nin altına kadar düşmektedir. Mf sıcaklığının karbon oranına bağlı olarak oda sıcaklığının altına düşmesi yapıda kalıntı östenit miktarının artmasına ve sertliğin düşmesine neden olmaktadır [5-7].

Sementasyon işleminde, yüzey tabakasının karbon konsantrasyonunun % 0.7 C'u aşması Mf sıcaklığını oldukça aşağıya çeker. % 0.7 karbonlu çelik için Mf sıcaklığı 20°C'nin altında olduğundan, oda sıcaklığına soğutmakla östenitin martensite dönüşümünün tamamlanmasına izin verilmiş olmaz. Sonuçta mikroyapıda östenit kalır. Şekil 2.3'de mikroyapıda bulunan karbon miktarına bağlı olarak kalıntı östenit miktarının değişimi görülmektedir. Böylece sementasyon yapılmış çeliklerin mikroyapıları; temperlenmiş martesnsit ve kalıntı östenitten meydana gelmektedir. Diğer mikroyapısal bileşenler de bulunabilir, fakat mekanik özelliklere, temperlenmiş martensitten sonra en çok kalıntı östenit etkiler [5-7].



Şekil 2.3: Çeliğin karbon oranına bağlı olarak kalıntı östenit oranının değişimi.

Su verme esnasında östenitten martesnsit oluşmaya başlama sıcaklığı (Ms) çeliğin kimyasal kompozisyonunun bir fonksiyonudur. Ms sıcaklığı çeşitli ampirik bağıntılardan elde edilmektedir. Bunlardan birisi de Eşitlik (1.1) ile verilen Steven ve Hayness formülüdür [5];

$$Ms\left(^{o}C\right)=561-474C-33Mn-17Ni-17Cr-21Mo \tag{1.1}$$

Burada element miktarları % ağırlık olarak verilmiştir. Bu eşitlik, maksimum % 0.6 C içeren orta karbonlu çelikler için çok iyi sonuçlar vermektedir. Yüzey sertleştirilmiş bir çeliğin belirli bir sıcaklığa soğutulması sonucu martensite dönüşmeden yapıda kalan kalıntı östenit hacim oranı; martensit dönüşüm başlama sıcaklığı (Ms) ile su verme sıcaklığına (Tq) bağlı olup Eşitlik (1.2) ile verilmektedir:

$$V_{\gamma}=e^{-1.10x10^{-2}\left(M_s-T_q\right)} \tag{1.2}$$

oluşan martensit hacim oranı ise Eşitlik (1.3) ile verilmektedir:

$$V_m=1-V_{\gamma} \tag{1.3}$$

Eşitlik (1.2) ve (1.3) ile hesaplanan martensit miktarı zamana bağlı değildir. Kalıntı östenit miktarının ölçülmesinde X-ışını kırınımı, kantitatif optik metalografi, elektrik direnç, magnetik geçirgenlik, dilatometre ve termal analiz gibi birçok metot kullanılmaktadır. Ancak bunlardan X-ışını difraksiyonu (XRD) ve metalografi

tekniği dışındakiler daha çok dönüşüm esnasında var olan kalıntı östenitin ölçülmesinde kullanılır. Metalografı tekniği bu iş için uygun olmasına rağmen bazı durumlarda fazların iyi ayrılamamasından (özellikle optik mikroskopta) ve çok zaman almasından dolayı pratik değildir [5].

2.3. Sıfıraltı Isıl İşlemin Mekanizmaları

Alaşımlı çeliklerin sıfıraltı ısıl işlemi aşınma direncinde önemli gelişmelere sebep olmaktadır. Bu başarının ana sebebi kalıntı östenitin giderilmesi ile ilişkilendirilmiştir. Konvansiyonel yöntemlerle yapılan işlemler -100°C'nin üzerinde gerçekleştirilmektedir. Bu sıcaklığın su verilen çelikteki östenitin tamamen martensite çevrilmesinde yeterli olduğu kabul edilmiştir. Ancak günümüzdeki araştırmalar ultra düşük sıcaklıklarda yapılan sıfıraltı işlemlerin aşınma direncini daha da arttırdığını ortaya koymaktadır.

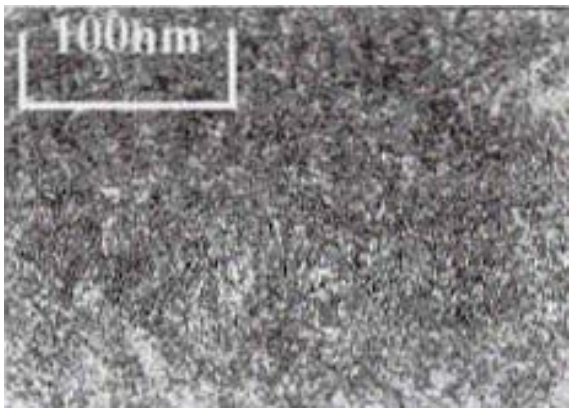
Günümüzdeki bilgiler ışığında temperleme ile martensitin yapısal dönüşümünün aşağıdaki aşamalarla gerçekleştiği belirtilmektedir:

- Karbon atomu kümelerinin oluşumu, değişmiş yapılar ve düzenli yapılar,
- Martensitin ağırlıkça % 0.2 – 0.3 C içeren düşük karbonlu martensite ve geçiş karbür parçacıklarına ayrışması,
- Kalıntı östenitin ferrit ve sementite ayrışması,
- Geçiş karbürün sementite dönüşümü ve martensitin tetragonal yapısının tamamen kaybedilmesi [8]

Temperleme mekanizması hakkında pek çok yorum yapılmasına rağmen oluşan yapısal değişim mekanizması tam olarak anlaşılamamaktadır. Bununla birlikte sıfıraltı temperlemenin, martensit içinde karbür çökelmesine etkisi hakkında çok fazla çalışma yapılmamıştır.

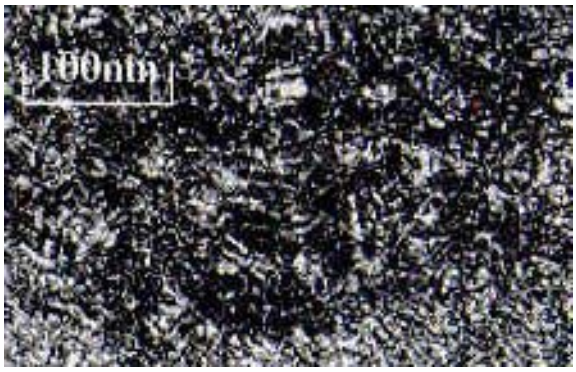
Su verilerek sertleştirilmiş numunelerin mikroyapıları temelde ince martensit ve kalıntı östenitten oluşmaktadır (Şekil 2.4) [8].

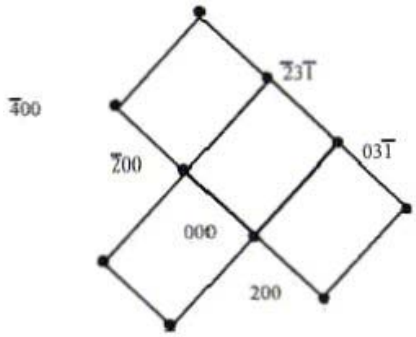
Yapı temelde martensit ve kalıntı östenitten oluşmaktadır. Martensitik bölgelerde, çoğu plaka ikizlenmiştir, bazı ikizler ise çok incedir. İkizler arasındaki mesafe onlarca nm mertebesindedir. Daha detaylı incelemelerde, ikiz martensitin, spinoidal ayrışma sonucu oluşmuş kaba çizgili görünümde olduğu belirlenmiştir. Aydınlık alan görüntüsünde sadece bir set paralel çizgi kontrastları görülmüştür. İnce çubuklar birbirlerine ortalama olarak 1 nm uzaklıktadır [8].



Şekil 2.4: 180°C de 600 s temperlenmiş ve sıfıraltı işlem görmemiş bir numunenin geçirimli elektron mikroskop görüntüsü.

Şekil 2.5a, -50°C'de sıfıraltı ısıl işlem uygulanmış ve daha sonra temperlenmiş numuneye ilişkin aydınlık alan görüntüsünü göstermektedir. Farklı iki oryantasyona tekabül eden kaba tüvite benzeyen yapılar vardır. İnce ölçekli değişmiş yapı 5 nm boyuna sahiptir. Bununla birlikte değişmiş yapıda karbüre rastlanmaz. Aynı çeliğin 013 martensit bölgesinden oluşan difraksiyon paterninin (Şekil 2.5b) incelenmesiyle, temperlemenin 0. aşamasında spinodal ayrışmadan kaynaklanan çizgilenmeler belirlenmektedir [8].

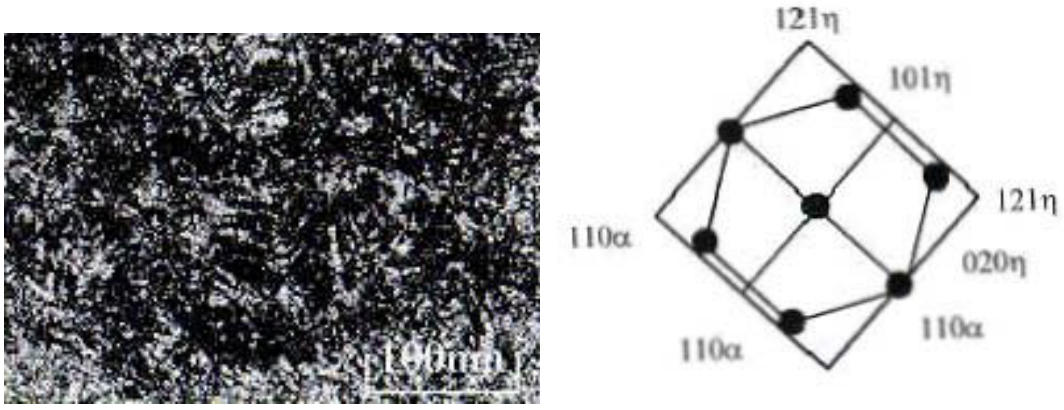




(a) (b)

Şekil 2.5: (a) Sıfır altı işlem uygulandıktan sonra temperlenen bir çeliğin aydınlık alan TEM görüntüsü ve (b) 013 martensit bölgesinden oluşan difraksiyon paterni.

Şekil 2.6a'da sıfıraltı işlemden (-180°C) ve temperleme uygulandıktan sonra elde edilen mikroyapısının aydınlık alan TEM fotoğrafı görülmektedir. Söz konusu işlem sonucu mikroyapıda önemli değişiklikler meydana gelmiştir. Mikroyapının pek çok bölgesinde ikiz tane sınırlarında oluşan birbirine paralel, çubuk şekilli ince karbür partiküller (Şekil 2.6b) bulunmakta olup, bu karbürlerin genişliği 5-10 nm, uzunluğu ise 20-40 nm büyüklüğünde değişmektedir [8].



(a) (b)

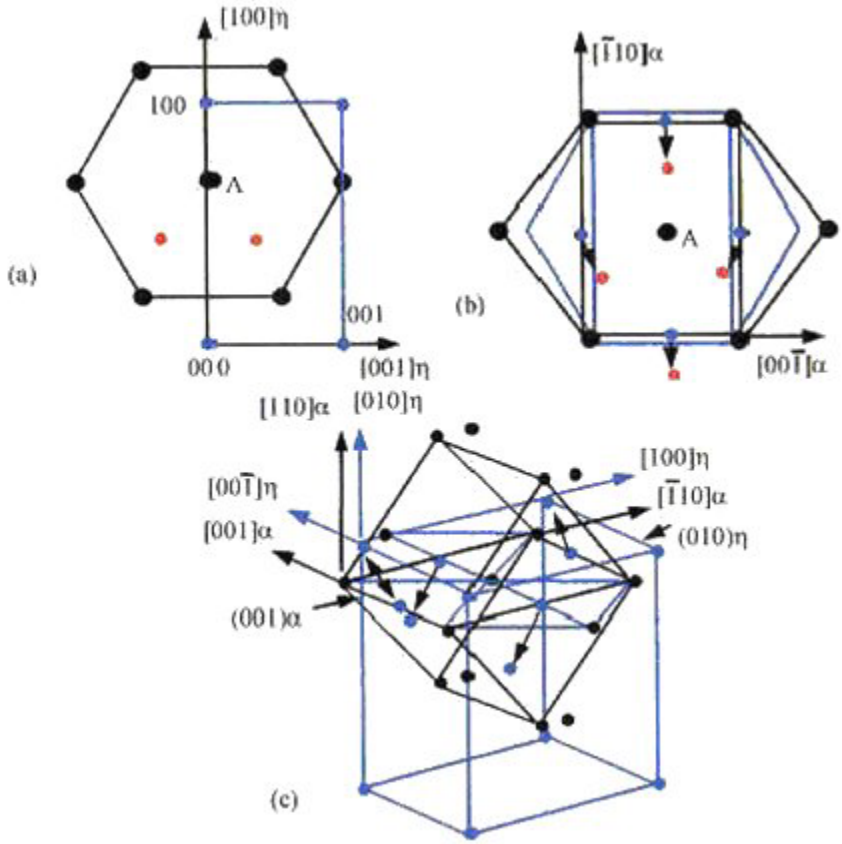
Şekil 2.6: (a)-180°C'de sıfıraltı işlem uygulandıktan sonra temperlenen çelik mikroyapısının aydınlık alan TEM fotoğrafı ve (b) aynı bölgenin difraksiyon paterni.

Sıfıraltı veya ultra sıfıraltı işlem ile aşınma direncinin sağlanan artışın kalıntı östenitin giderilmesi ve homojen bir martensit yapısının elde edilebilmesinden kaynaklandığı kabul edilmektedir [9].

300°C'nin altında sertleştirilmiş bir takım çeliğinin SEM incelemeleri baskın olan aşınma mekanizmalarının, yorulma, kırılma ve tabakalaşma (delaminasyon) olduğunu göstermektedir. Bu durumda, aşınma hızı, malzemenin dayanım ve tokluğuna bağlı olarak çatlak oluşumu ile kontrol edilebilir. Kalıntı östenit, çatlak ilerlemesi ya da çatlağın ilerleme yönünü değiştirerek ya da büyük miktarda soğurma (absorbsiyon) ile durdurabilir. Sıfıraltı ısıl işlemin aşınma direncini arttırıcı etkisine, kalıntı östenit oranının azaltılmasının ötesinde, ince h- karbür çökelmesinin de katkısı olduğu belirtilmektedir [9].

2.3.1. h-karbür çökelme mekanizması

Martensit kafesinin deformasyonunun sıfıraltı ısıl işlem sonucunda oluştuğu bilinmektedir. .Şekil 2.7a ve b (010) h-karbür düzlemi ile (110) martensit düzlemi arasındaki ilişkiyi göstermektedir. İki fazın arasındaki kafeslerin bire bir uyumu, (010) h-karbür düzleminin (110) martensit düzleminden türediğini, [100], [010] ve [001] h-karbür yönlerinin sırasıyla [110], [110] ve [001] martensit yönlerinden türediğini göstermektedir. h-karbür yapısında ; karbür atomları oktahedral boşluklardadır ve demir veya yeralan atomlar hsp düzeni alırlar. h-karbür ve martensit içindeki demir atomlarının birbirinden uzaklığı ise AB(h)>AB(x'), BC(h)<BC(x') şeklinde verilmektedir [9].



Şekil 2.7: [010] boyunca bir izdüşüm içeren, (010) h-karbür düzlemindeki atomların dizilişi. (a) martensit düzlemi, (b) kafes distorsiyonu ve karbon atomlarının yer değişimi ile kafesin ortorombik kafese dönüşümü ve (c) hacim merkezli tetragonal – ortorombik sistem dönüşümü.

Kafes deformasyonu, [110] ve [110] martensit yönündeki büzülme ve [001] martensit yönündeki genleşme vasıtasıyla demir veya yerini alan atomların yeniden düzenlenmesi yoluyla başlangıçtaki hacim merkezli tetragonal kafesin ortorombik h-karbür kafesine dönüşmüş olduğunu göstermektedir. Buna bağlı olarak (110) martensit düzleminde h-karbürlerde karbon yığılması oluşturabilmek için karbon atomlarının az miktarda ötelenmeleri gerekmektedir. Bu durum hmt kafeste şu şekilde meydana gelir: Martensit (110) düzlemindeki (½,½,0) ve (½,½,1) konumlarındaki ve (0,1, ½) ile (1,0, ½) konumlarındaki karbon atomlar a/6[110] + a/4[110] olarak açıklanabilen a/12[150] düzlemine kayar. Buradaki a martensitin kafes parametresini ifade eder. Bunun da ötesi büzülme ve genleşmeden önce (110) martensit düzlemindeki demir ve yeralan atomların değişimi, h-karbür yapısıyla açıklanan stoklama ihtiyacını karşılamak için gereklidir. TEM analizi ve kristallografik analiz yoluyla karbürlerin, martensitin spinodal dönüşümü esnasında ortaya çıkan karbonca zengin bölgelerden heterojen olarak çekirdeklendiği öne

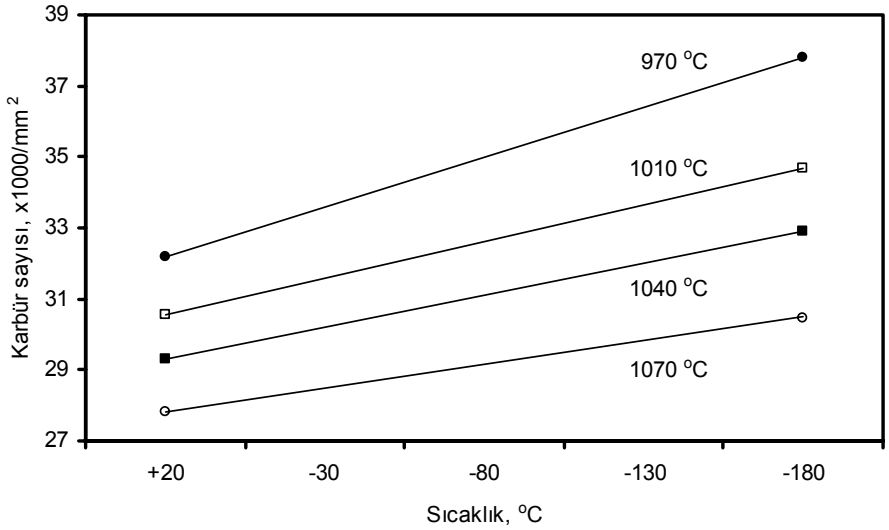
sürülmektedir. İnce h-karbürlerinin çökelmesinin martensitik matriksin mukavemeti ve tokluğunu artırdığı ve buna bağlı olarak aşınma direncini de yükselttiği bilinmektedir. Dolayısıyla sıfıraltı temperleme, sertleştirilmiş çeliklerde yüksek tokluk ve aşınma direnci istenen durumlarda pek çok avantaja sahiptir. Sıfıraltı işlem uygulanan malzemeler minimum aşınma hızı değerlerine sahiptir ve bu düşük aşınma hızı özellikle yüksek kayma hızlarında belirgindir [9].

2.4. Sıfıraltı Isıl İşleme Sıcaklık ve Sürenin Etkisi

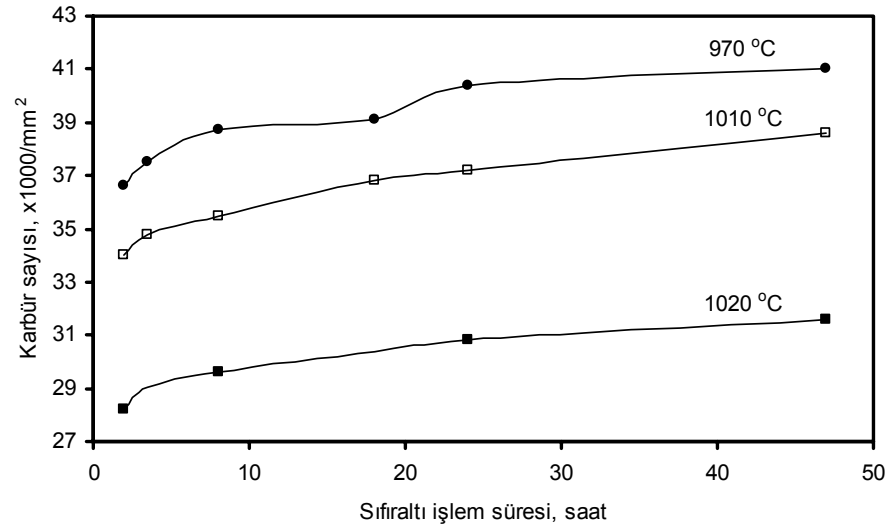
Takım çeliklerinde aşınma direnci, tokluk ve boyutsal kararlılık çeliğin performansını etkileyen önemli özelliklerdir. Aşınma direnci ve buna bağlı olarak yüksek alaşımlı çeliklerin ve takım çeliklerinin kullanım süreleri, sıfır altı işlem ile gözle görülür bir şekilde arttırılabilir [10-24].

Soğuk işlem ve sıfıraltı işlemin çelikler üzerine etkileri farklıdır . Doğru yapılan bir ısıl işlem sonrasında sıvı azot sıcaklıklarında gerçekleştirilen sıfıraltı işlem sayesinde özellikler, kalıntı östenitin martensite dönüşümünde sağlanan iyileşmeden çok daha fazla oranda geliştirilebilir. Deneysel çalışmalar sıfıraltı ısıl işlemin etkilerini ve altında yatan olayları göstermekle birlikte bu olayın nasıl gerçekleştiğinin anlaşılması için ileri analiz cihazlarıyla çok kapsamlı ve sistematik çalışmaların yapılması gerekmektedir. Collins ve Dormer [22,23] sıfıraltı işlemin çelik üzerine etkisini araştırmışlar ve "kalıcı östenitin martensite dönüşmesine bağlı olarak ortaya çıkan sertlik artışının yanı sıra sıfıraltı ısıl işlemin başkaca etkileri de olduğunu, metalde kristallografik ve mikroyapısal değişimlere sebep olarak yeniden ısıtmayla birlikte temperlenmiş yapıda ince dağılmış karbürlerin çökelmesi ve buna bağlı olarak da tokluk ve aşınma mukavemetinin birlikte yükselmesine neden olduğunu" belirtmişlerdir. Sıfıraltı işlem sonrasında yapılan temperleme işlemi esnasında çöken geçiş karbürleri özelliklerin gelişmesini sağlamaktadır. Yapılan araştırmalara göre D2 soğuk iş takım çeliğinde çöken karbürlerin miktarı düşen sıfıraltı sıcaklık ile artmaktadır. Şekil 2.8-2.11, soğuk iş takım çeliklerinin farklı özelliklerine sıfıraltı işlem parametrelerinin etkisini göstermektedir. Şekil 2.8'den görüldüğü gibi sıfıraltı işlem sıcaklığının düşmesiyle birlikte oluşan karbür sayısı doğrusal bir şekilde artmaktadır. Ancak çeliğin östenitleme sıcaklığının artması, aynı sıfır altı işlem sıcaklığında elde edilen karbür sayısını azaltmaktadır. Benzer şekilde sıfıraltı sıcaklıkta tutma süresi arttıkça, karbür sayısı artmakta, östenitleme sıcaklığının

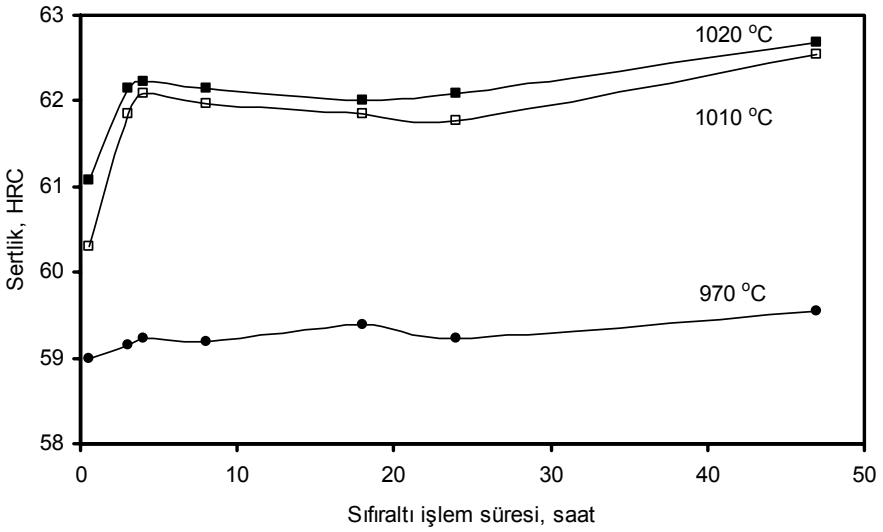
artmasıyla ise aynı sıfır altı işlem sıcaklığında elde edilen karbür sayısı azalmaktadır (Şekil 2.9). Öte yandan, östenitleme sıcaklığının artması ve belirli bir sıfıraltı işlem sıcaklığında tutma süresi arttıkça, çeliğin sertliği artmaktadır. İşlem süresinin 24 saati aşmasıyla sertlik değeri daha da yükselmektedir (Şekil 2.10). Sıfıraltı işlemi, aşınma direncini de arttırmaktadır. Şekil 2.11'den görüldüğü gibi, sıfıraltı işlem sıcaklığının azalması, aşınma hızını önemli ölçüde düşürmektedir. Ancak östenitleme sıcaklığının artması, sertliğin tersine aşınma hızını arttırarak aşınma direncinin düşmesine neden olmaktadır [23].



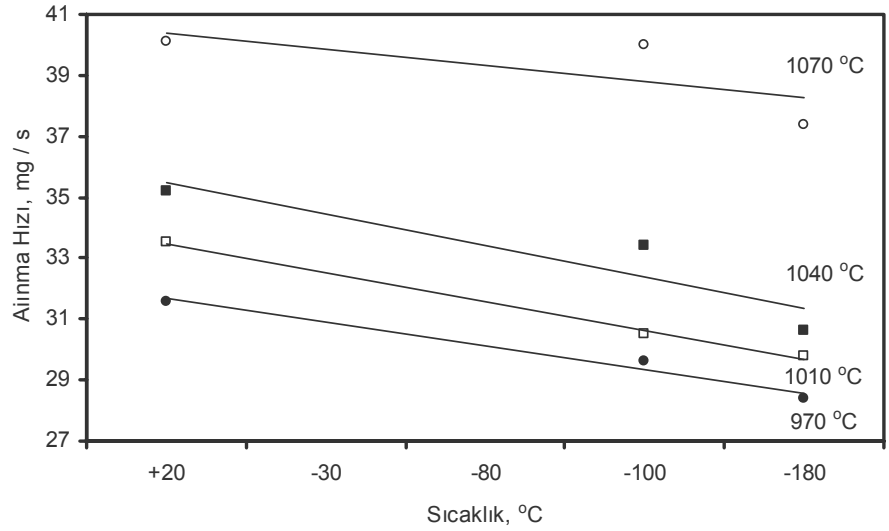
Şekil 2.8: Sıfıraltı soğutma sıcaklığının D2 soğuk iş takım çeliğinin karbür sayısına etkisi [23]. (Östenitleme sıcaklıkları 970, 1010, 1040 ve 1070°C).



Şekil 2.9: Sıfıraltı soğutma süresinin D2 soğuk iş takım çeliğinin karbür sayısına etkisi [23]. (Östenitleme sıcaklıkları 970, 1010 ve 1020°C).



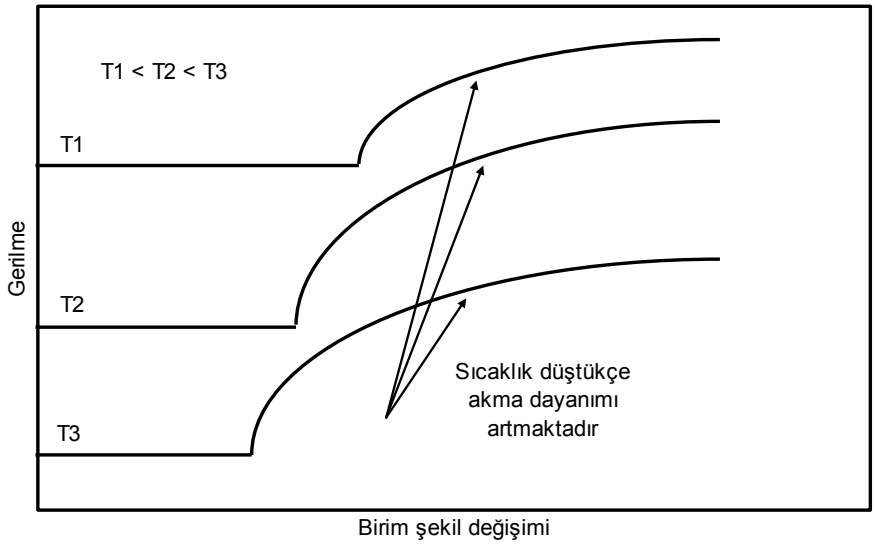
Şekil 2.10: Sıfıraltı soğutma süresinin D2 soğuk iş takım çeliğinin sertliğine etkisi [23]. (Östenitleme sıcaklıkları 970, 1010 ve 1020°C).



Şekil 2.11: Sıfıraltı işlem sıcaklığının D2 soğuk iş takım çeliğinin aşınma hızına etkisi [23]. (Östenitleme sıcaklıkları 970, 1010, 1040 ve 1070°C).

Öte yandan hmk demirin akma dayanımı sıfıraltı işlem sıcaklığının azalmasına paralel olarak artmaktadır (Şekil 2.12). Sıfıraltı işlem sıcaklığına 2.5 – 5°C/dakika gibi bir soğutma hızıyla inilmelidir [21]. Yüksek kesitli parçalarda soğutma sırasında çatlak oluşumunu engellemek için sıcaklığın belli bir ara değere düşürülerek orada parça sıcaklığının homojen olmasını beklemek ve soğutmaya bundan sonra devam etmek gerekmektedir. Bundan sonra malzeme özelliklerine göre belirlenen bekleme süresince bu sıcaklık korunur. Bu işlemden sonra oda sıcaklığına ısıtma 1°C/dakika hız ve hava sirkülasyonu ile gerçekleştirilir [22]. Bu

işlemler sırasında bir miktar kalıntı östenit martensite dönüştüğü için, yeni oluşan martensitin temperlenmiş martensite dönüşmesi amacıyla parçanın oda sıcaklığına ulaşmasın ardından temperleme işlemi yapılmaktadır.



Şekil 2.12: Hmk demirin (α-demir) akma dayanımına sıfıraltı sıcaklığın etkisi.

2.5. Sıfıraltı Isıl İşlem Uygulamaları

Sıfıraltı işleminin genel hatları önceki bölümlerde anlatılmış olmasına rağmen, her çelik grubuna özgü işlem parametreleri (sıcaklık ve süre) bulunmaktadır. Aşağıda farklı çelikler için bu parametreler verilerek, işlem sonunda çeliğin kazanacağı özellikler belirtilmiştir.

Soğuk iş takım çelikleri: Genellikle 200°C'nin altında kullanılan bu çelikler sıfıraltı işleme iyi cevap vermektedir. W ve D serisi çelikler Collins ve Dormer [23] tarafından incelenmiş ve soğuk ısıl işlemin D2 kalite soğuk iş takım çeliğinin tokluğunu yaklaşık % 40 oranında düşürdüğü bulunmuştur. Ancak, -100°C'nin altında gerçekleştirilen sıfıraltı işlemlerle aynı çeliğin tokluğunda önemli bir iyileşme sağlanmaktadır [25].

Sıcak iş takım çelikleri (H sınıfı çelikleri de içerir): Bu çeliklerin çoğu 200°C'nin üzerinde çalışmaktadır ve çoğunlukla dövme, döküm ve aluminyum ekstrüzyon kalıpları gibi uygulamalarda kullanılmaktadır. H13 kalite sıcak iş takım çeliğinden yapılmış kalıbın ömrü, sıfıraltı işlem ile %50 oranında arttırılabilmektedir [25].

Yüksek hız çelikleri (M sınıfını da içerir): Bu çelikler kesme uygulamaları için kullanılmaktadır. Aşınmaya direnci kesici ve delicileri içeren pek çok parçada sıfıraltı işlem ile arttırılmıştır [25].

Östenitik paslanmaz çelikler: Sıfıraltı ısıl işlem ile östenitik paslanmaz çeliklerin de dayanımı arttırabilir. 300 ve 400 serisi paslanmaz çeliklerde yağ pompası uygulamalarında mükemmel aşınma ve korozyon direnci sonuçları elde edilmiştir [8]. Bununla birlikte 301 kalite paslanmaz çelikte gerilmeli korozyon çatlaması direncinin sıfıraltı ısıl işlem sonrasında düştüğü görülmüştür. Bunda martensitin gerilmeli korozyon çatlaması hasarına karşı duyarlı olmasının neden olduğu belirtilmiştir [25].

52100 kalite (100Cr5) çelikler: Yatak malzemesi olarak kullanılan bu çeliklerde, sıfıraltı işlemiyle ince geçiş karbürlerinin oranındaki artışa bağlı olarak aşınma direncinde önemli artışlar sağlanmıştır [25].

Sade karbon çelikleri ve beynit dönüşümü gösteren diğer çeliklerin özelliklerinde sıfıraltı işlemi sonucu bir iyileşme beklenmemelidir. Ferritik paslanmaz çelik ve dökme demirlerde yapılan çalışmalarda da sıfıraltı işlemiyle özelliklerde önemli bir iyileşme sağlanamamıştır.

3. SIFIRALTI İŞLEM UYGULAMALARINDA KULLANILAN EKİPMANLAR

3.1. Soğutma Metodu Prensipleri

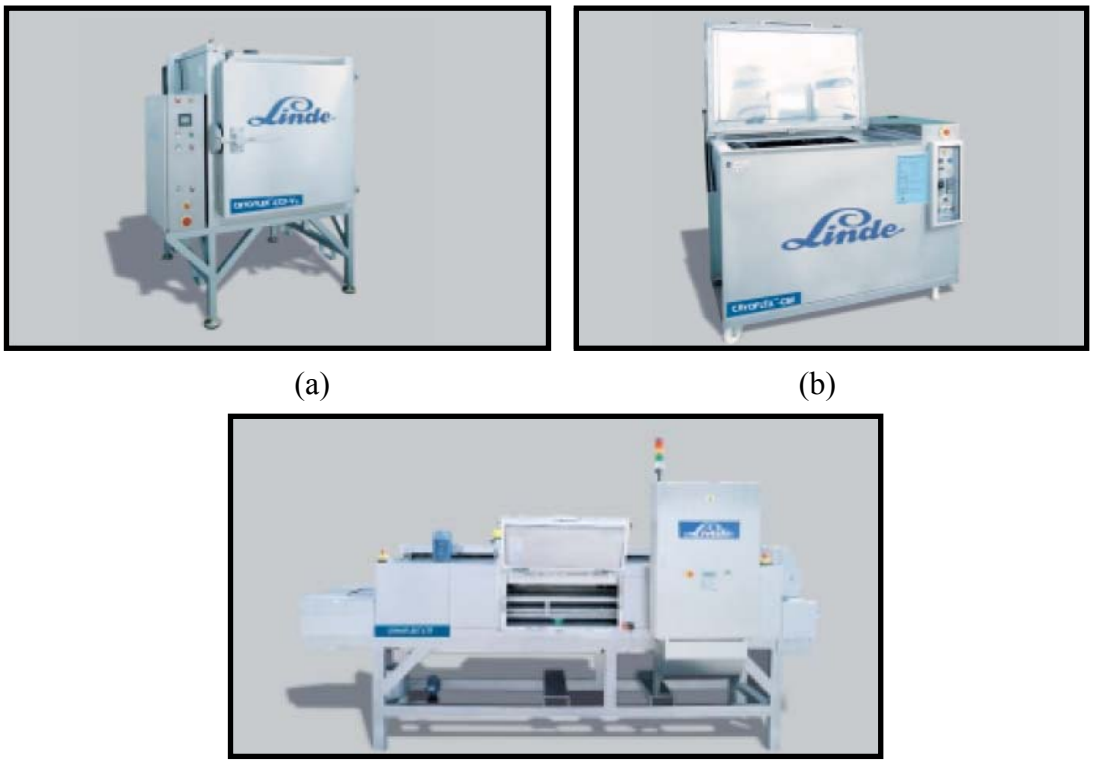
Parçaları istenen sıcaklığa getirmek için değişik metodlar bulunmakla birlikte bu metotların hepsinde aynı termodinamik prensipler kullanılır. Sıfıraltı işlemlerinde kullanılan ekipmanların hepsi, doğrudan ve dolaylı soğutma olarak iki ana grupta incelenebilir.

Doğrudan Soğutma: Bu grupta yer alan ekipmanlar, hızlı soğutma için sıvı azotu etkin bir biçimde kullanır. En yaygın kullanılan yöntem, sprey püskürtme sistemi kullanarak azotun atomize edilmesi ve çok soğuk gaza dönüşerek buharlaşması esnasında parçanın soğutulmasıdır. Noktasal martensit oluşumunu engellemek için sıvı azotun direkt olarak parçayla teması engellenmeli ve sadece soğuk azot gazının parçayı soğutması sağlanmalıdır. Akış kontrolü sayesinde soğuma hızının da kontrolü mümkündür.

Dolaylı Soğutma: Mekanik soğutma ekipmanları, dolaylı soğutmaya bir örnektir. Azot ve mekanik soğutma bir alkol tankının soğutulması ve parçaların soğuk işlem için bu alkole daldırılması için birlikte kullanılabilir. Bu yöntemde ulaşılabilecek en düşük sıcaklık -120°C'dir.

3.2. Ekipman Seçimi

İşlemin yapıldığı bölmenin türü ve boyutları, öncelikli olarak kullanılacak parçanın boyutlarına bağlıdır. Şekil 3.1'de, sıfıraltı işlem uygulamalarında kullanılan farklı tipte ekipmanlar görülmektedir. Buna göre iş parçasının ekipmana yüklenmesi önden (Şekil 3.1a) ve üstten (Şekil 3.1b) yapılabilir. Özellikle testere bıçaklarının sıfıraltı işlemi gibi uygulamalarda ise yüksek kapasiteli tünel soğutucular (Şekil 3.1c) kullanılmaktadır.



(a) (b)

(c)

Şekil 3.1: Farklı tipte sıfıraltı işlem ekipmanları (a) Önden yüklemeli (b) üstten yüklemeli ve (c) Sıfıraltı tünel soğutucu [22].

Sıfıraltı ekipmanlarında kullanılan sıvı azot, uygun depolama tanklarında muhafaza edilir. Bu tankların iki cidarı bulunmaktadır ve iç cidar sıfıraltı sıcaklıklara dayanıklı paslanmaz çelikten, dış cidar ise karbon çeliğinden imal edilmektedir. Bu iki cidar arasında ısı iletimini engellemek üzere özel izolasyon maddesi konulur ve vakum ortamı bulunur. Tankın içerisindeki basınç sıvı azotu dışarı iterek kullanımını sağlar. Sıfıraltı sıvı azot iletiminde kullanılan borular için yalnızca bakır ya da paslanmaz çelik kullanılabilir. Sade karbonlu çelikler, bu sıcaklıklarda kullanım için uygun değildir.

4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu yüksek lisans tezi kapsamında AISI 8620 (DIN 1.6523) ve 100Cr6 (DIN 1.3505) kalite çeliklere uygulanan farklı ısıl işlemlerin, çeliklerin mikroyapsındaki kalıntı östenit oranı ile sertlik ve darbe direnci gibi mekanik çzelliklerine etkileri incelenmiştir.

4.1. Deneysel Malzemeler

Deneysel çalışmalarda kullanılan AISI 8620 ve 100Cr6 kalite çeliklerin kimyasal bileşimi spektrofotometrik yöntemle belirlenmiş ve Tablo 4.1'de verilmiştir. İncelenen çeliklerin kimyasal bileşimi literatür değerleriyle karşılaştırılarak uyumlu oldukları görülmüştür.

Tablo 4.1: İncelenen çeliklerin kimyasal bileşimi.

Çelik	Kimyasal Bileşim, % ağ.							
	C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni	P	S
8620[1]	0.27	0.80	0.33	0.47	0.19	0.55	0.022	0.015
100Cr6	1.10	0.35	0.23	1.08	0.40	0.46	0.025	0.025

[1]Sementasyon işlemi sonunda 8620 kalite çeliğin yüzeyindeki C oranı % 0.98 olarak belirlenmiştir.

Deneysel çalışmaların ilk aşamasında her bir çelik grubundan (8620 ve 100Cr6), çıkarılan numuneler, 10 mm x 10 mm x 50 mm (uzunluk x genişlik x kalınlık) boyutlarında işlenerek deneysel çalışmalara hazır hale getirilmiştir.

4.2. Isıl İşlemler

Isıl işlemin ilk safhasında tüm numuneler sertleştirilmiş, daha sonra sertleştirilen numunelerin sıfıraltı işlemi ve temperleme işlemi uygulanmıştır. Her ısıl işlemden sonra belirli sayıda numune ayrılarak, tüm numunelerin aşağıda görülen 3 farklı ısıl işlem grubu oluşturması sağlanmıştır:

1 – Sertleştirme uygulanan numuneler,

2 – Sertleştirme + Sıfıraltı (subzero) işlemi uygulanan numuneler,

3 – Sertleştirme + Sıfıraltı işlemi + Temperleme uygulanan numuneler.

Uygulanan ısıl işlemlerin sıcaklık ve süreleri Tablo 4.2'de verilmiştir.

Tablo 4.2: İncelenen çeliklerin ısıl işlem koşulları.

Çelik	Isıl işlem koşulu (sıcaklık, süre, ortam)
8620	1. 550°C de ön ısıtma (60 dakika) 2. 930°C de asetilen (C_2H_2) ortamı vasıtasıyla karbürleme (24 dakika) 3. 930°C de difüzyon (120 dakika) 4. 860°C sertleştirme sıcaklığı (20 dakika) 5. 80°C yağda sertleştirme (15 dakika) 6. -70°C sıfır altı işlemi (60 dakika) 7. 180°C temperleme (120 dakika)
100Cr6	1 550 °C de ön ısıtma (60 dakika) 2 860 °C östenitleme sıcaklığı (120 dakika) 3 80 °C yağda sertleştirme (15 dakika) 4 -70 °C sıfır altı işlemi (60 dakika) 5 200 °C temperleme (120 dakika)

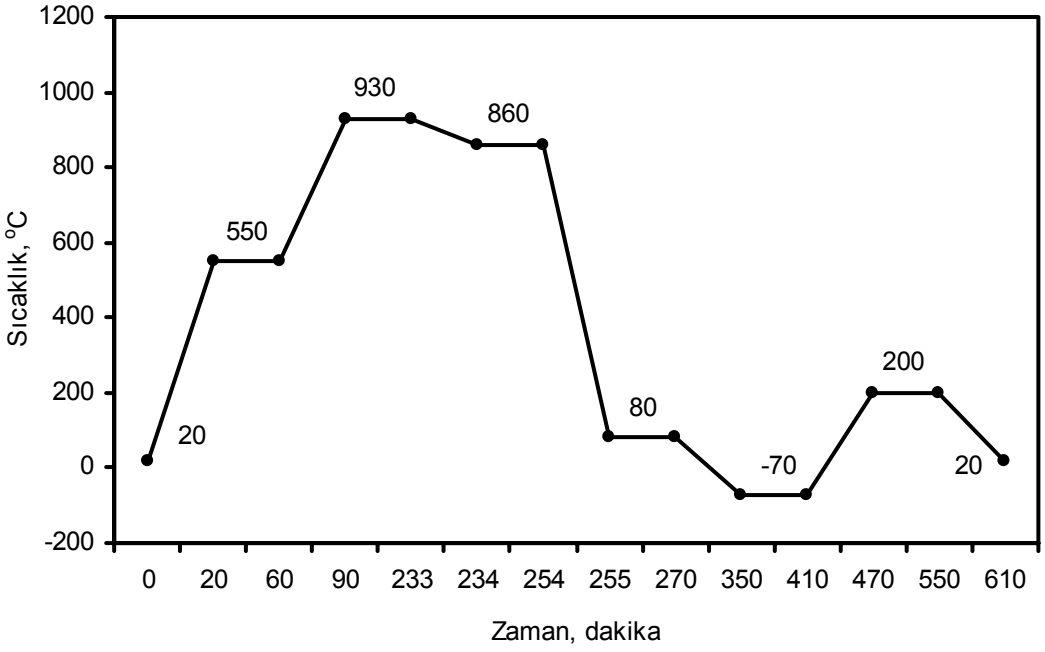
Sertleştirme işlemi, 100Cr6 kalite çelik için östenitleme sıcaklığından yağda soğutma şeklinde, 8620 kalite çelik için ise asetilen ortamında sementasyon işlemine maruz kaldıktan sonra yağda sertleştirilme şeklinde uygulanmıştır. Isıl işlemler sırasında atmosfer kontrollü fırınlar kullanılmış ve işlem sıcaklıkları hassas bir şekilde kontrol edilmiştir. Tablo 4.2'deki ısıl işlem koşulları kullanılarak çizilen ısıl çevrim diyagramları 8620 ve 100Cr6 kalite çelik için sırasıyla Şekil 4.1a ve b'de verilmiştir.

4.3. Mikroyapısal İncelemeler

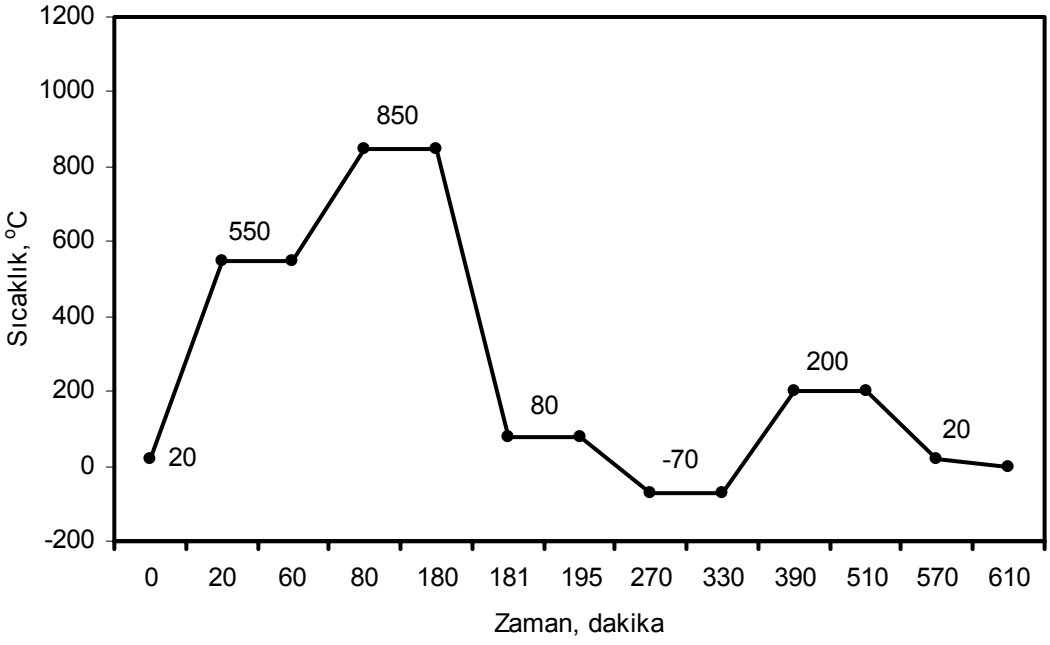
Mikroyapısal inceleme için, numuneler, standart yöntemlerle zımparalanıp parlatıldıktan sonra %2 Nital ile dağlanarak Leica marka optik mikroskopta incelenmiştir.

Uygulanan ısıl işlemler sonucu çelik yapısındaki kalıntı östenit hacim oranı X-ışınları yöntemiyle belirlenmiştir. Bu amaçla MoKα (λ= 0.7093 $\mathring{A}$) radyasyonu kullanan GBC marka X-ışını difrakisyon cihazı kullanılmış numuneler, 20 kV

gerilim ve 28.5 mA akım şiddeti değerlerinde ve 15-45° arasındaki 2θ açılarında taranarak X-ışını difraksiyon paterni elde edilmiştir.



(a)



(b)

Şekil.4.1: Deneysel çalışmalarda kullanılan (a) 8620 ve (b) 100Cr6 kalite çeliklerin ısıl çevrim diyagramları.

Elde edilen difraksiyon paternlerinde beklendiği gibi, ferrit, östenit ve martensit fazlarına ait pikler belirlenmiş, ancak ASTM E975-03 standardına göre sadece ferrit

ve östenit pikleri dikkate alınmıştır [26]. Kalıntı östenit hacim oranının belirlenmesinde, Eşitlik (4.1)'de verilen Doğrudan Karşılaştırma Metodu [27] kullanılmıştır:

$$\frac{I_{\gamma(hkl)}}{I_{\alpha(hkl)}} = \frac{R_{\gamma(hkl)}}{R_{\alpha(hkl)}} \frac{X_{\gamma(hkl)}}{X_{\alpha(hkl)}} \tag{4.1}$$

Doğrudan mukayese metodu ile kalıntı östenit hacim oranı belirlenirken, Pik alanının belirlenmesi gibi ölçümler ve hesaplamalarda kullanılacak fazların kristal yapısı ile ilgili pek çok sabit, cihazın kalıntı östenit hacim oranı hesaplama yazılımı tarafından belirlenmiş ve kalıntı östenit hacim oranı yine yazılım tarafından hesaplanmıştır.

4.4. Sertlik ve Darbe Deneyleri

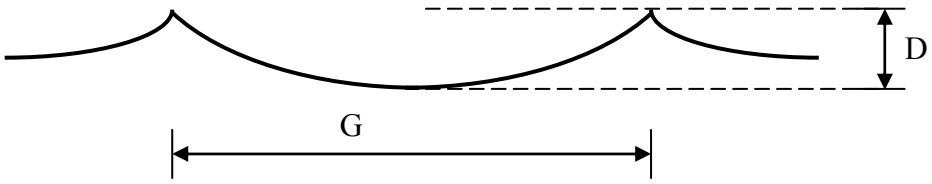
Numunelerin sertliği, Zwick marka sertlik cihazı ile Rockwell C (HRC) metodu ile ölçülmüş, sementasyon işlemiyle yüzeyi sertleştirilen 8620 kalite çelikte ayrıca mikrosertlik deneyi yapılarak yüzeyden merkeze doğru sertlik dağılımı belirlenmiştir. Bu amaçla Shimadzu HMV-2 modeli cihaz, elmas piramit uç ve 200 g yük kullanılmıştır. Makro ve mikrosertlik deneylerinde, deney sonucu en az 3 sertlik ölçümünün ortalamasını yansıtmaktadır.

Numunelerin tokluğunun bir ölçüsü olan darbe direnci değerleri ise oda sıcaklığında yapılan, çentiksiz ve standart V çentikli Charpy darbe deneyleri ile belirlenmiştir. Her gruptan en az 3 numunenin ortalaması, deney sonucu olarak alınmıştır. Darbe deneyleri sonunda, numunelerin kırılma yüzeyleri Leica marka stereo mikroskopla incelenmiştir.

4.5. Aşınma Deneyleri

Isıl işlem uygulanmış numunelerin aşınma deneyi, aşındırıcı olarak 10 mm çaplı alümina bilya kullanan karşıt hareketli aşınma deney cihazında, kuru ortamda ve oda sıcaklığında yapılmıştır. Karşıt hareket genliğinin 12 mm olduğu deneylerde toplam çevrim sayısı 5000 olarak alınmış, dolayısıyla numunelerin aşınma deneylerindeki toplam kayma mesafesi 120 m olarak belirlenmiştir. Aşınma deneyleri sonunda, aşınma izinin profili Veeco Dektak 6M modeli yüzey profilometresi ile

belirlenmiştir. Şematik olarak Şekil 4.2'de verilen aşınma iz profili üzerinde yapılan ölçümlerle ve Eşitlik (4.2) kullanılarak aşınma iz alanı belirlenmiştir.



Şekil.4.2: Aşınma deneyi sonunda numune üzerinde oluşan aşınma izinin profilinin şematik görünümü.

$$A = \frac{\pi G D}{4} \tag{4.2}$$

Burada,

A : Aşınma izinin alanı,
G : İz genişliği,
D : İz derinliği olarak tanımlanmıştır.

Her numune için aşınma deneyindeki karşıt hareket genliği eşit olduğu için, iz profilinden hesaplanan aşınma iz alanı, malzemenin aşınan miktarının bir ölçüsü olarak alınmıştır. Aşınma iz alanlarının tersi, aşınma direnci olarak ifade edilmiştir. Her bir çeliğin sertleştirilmiş koşuldaki aşınma direnci 1 olarak alınmış ve diğer numunelerin aşınma direnci, sertleştirilmiş durumdaki 8620 kalite çeliğin aşınma direncine bölünerek relatif aşınma direnci elde edilmiştir. Farklı ısıl işlem uygulanmış çelik numunelerin aşınma davranışı, relatif aşınma direnci yaklaşımıyla ifade edilmiştir.

Aşınma deneyleri sonunda gerek numunenin aşınma yüzeyi, gerekse aşındırıcı bilyanın numune ile temas eden bölgesi, optik mikroskopla incelenmiştir.

5. DENEYSEL SONUÇLAR VE İRDELEME

5.1. Mikroyapısal Karakterizasyon

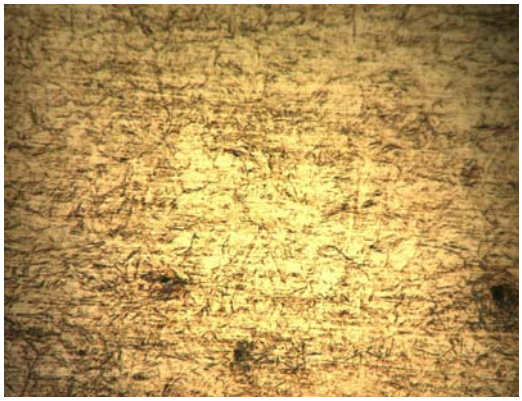
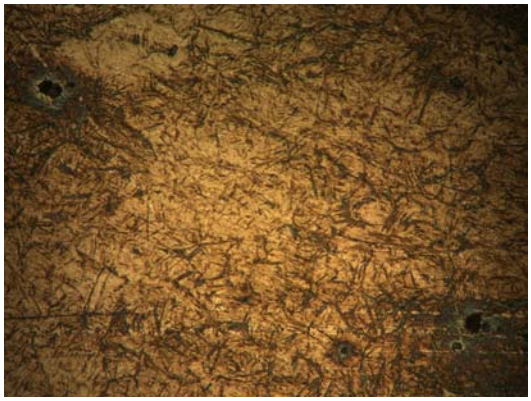
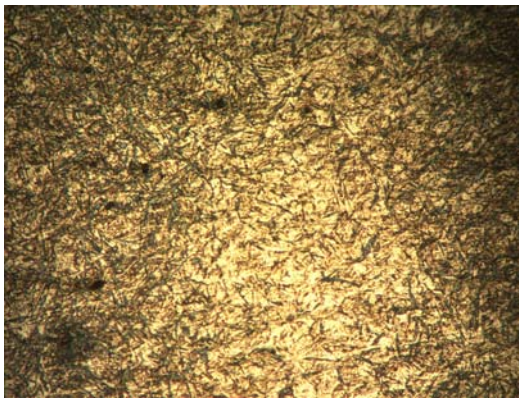
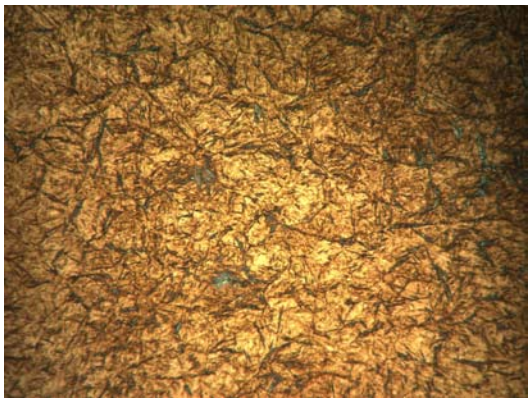
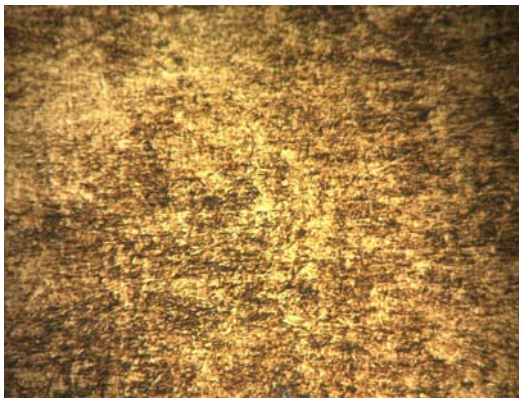
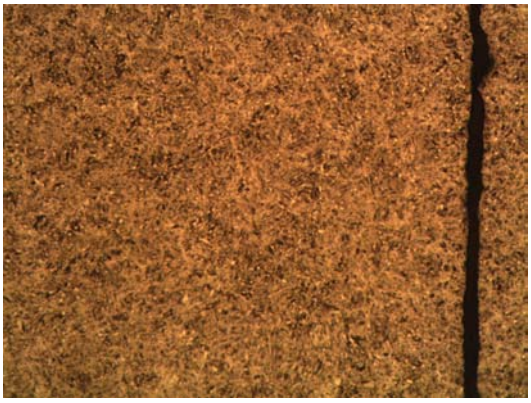
5.1.1. Metalografik İncelemeler

Farklı ısıl işlemlerin uygulandığı 8620 ve 100Cr6 kalite çeliklerin optik mikroyapı fotoğrafları Şekil 5.1'de görülmektedir. Genel olarak her iki çeliğin sertleştirilmiş haldeki mikroyapısı martensit içerse de, mikroyapıda bir miktar beynitin de oluştuğu gözlenmektedir. Özellikle 100Cr6 kalite çelikte beynit morfolojisi belirgin olarak görülebilmektedir. Sertleştirme işleminden sonra yapılan sıfıraltı işlemi, mikroyapılarda çok belirgin bir değişikliğe neden olmamıştır ve temelde sertleştirilmiş haldeki mikroyapılara çok benzer bir mikroyapı elde edilmiştir. Sertleştirilmiş haldeki mikroyapılarda bir miktar kalıntı östenitin varlığı beklenmekle birlikte, bu fazın optik mikroskopla ayırt edilmesi oldukça güçtür. Öte yandan sıfıraltı işlemiyle kalıntı östenitin martensite dönüşmesinin beklenmesi, optik mikroyapı fotoğraflarından kolaylıkla belirlenemeyecek bir mikroyapısal dönüşümdür. Isıl işlemin son kademesi olarak uygulanan temperleme işlemi ise, mikroyapılarda nispeten belirgin bir fark meydana getirmiştir. Gerek sertleştirilmiş gerekse sertleştirildikten sonra sıfıraltı işlemi uygulanmış mikroyapılarda gözlenen beynit morfolojisi, temperlenmiş numunelerde gözlenmemektedir. Öte yandan her iki kalite çelik mikroyapısında bulunan temperlenmiş martensit mikroyapısı, 100Cr6 kalite çelikte nispeten daha ince bir görünümdedir.

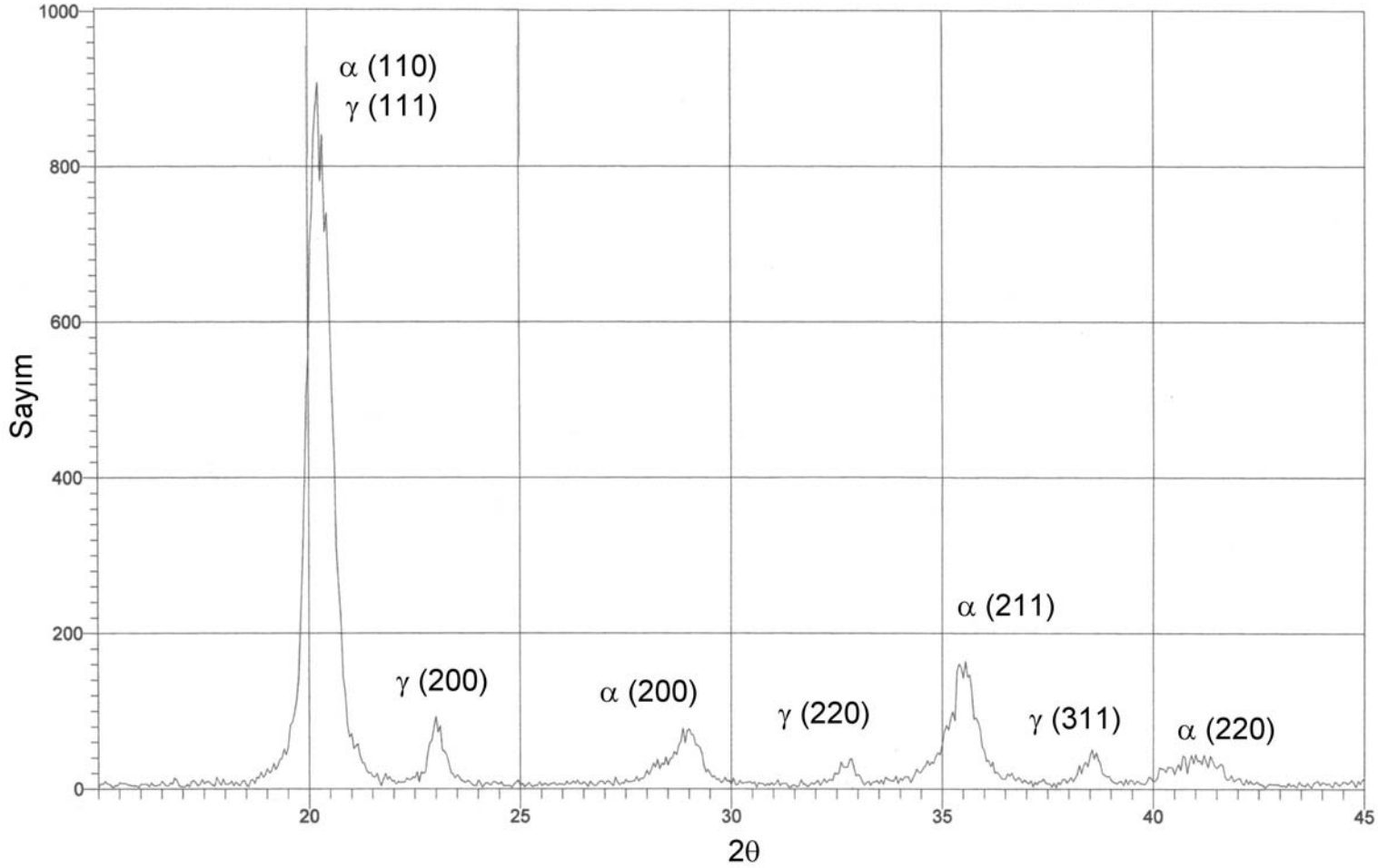
5.1.2. X-ışını difraksiyon analizi sonuçları

Isıl işlem uygulanmış numunelerin kalıntı östenit hacim oranını belirlemeye yönelik olarak X-ışını difraksiyonu (XRD) ile elde edilen sertleştirilmiş 8620 kalite çeliğin XRD paterni Şekil 5.2'de, diğer numunelerin XRD paternleri ise Şekil A.1-A.5'de verilmiştir. Doğrudan karşılaştırma metodu ile kalıntı östenit hacim oranının belirlenmesinde ferrit ve östenit piklerinin kullanılması gerekmektedir. Bu çalışmada, kalıntı östenit hacim oranının belirlenmesi amacıyla seçilen pikler, ferrit (200), ferrit (220), östenit (220) ve östenit (311) pikleri olup, gerek bu piklerin gerek

mikroyapıdakiş diğer ferrit ve östenit piklerine ait 2 θ değerleri Tablo 5.1'de verilmiştir.

8620	100Cr6
Sertleştirme	
	
Sertleştirme + Sıfıraltı İşlem	
	
Sertleştirme + Sıfıraltı İşlem + Temperleme	
	

Şekil 5.1: Farklı ısıl işlemler uygulanan 8620 ve 100Cr6 kalite çeliklerin optik mikroyapı fotoğrafları (x500).

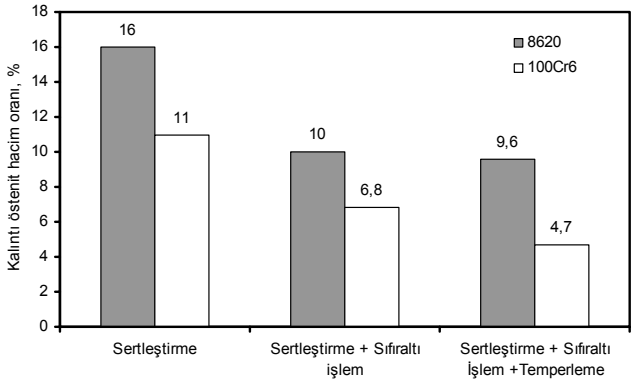


Şekil 5.2: İncelenen 8620 kalite çeliğin sertleştirilmiş haldeki XRD paterni.

Tablo 5.1: İncelenen çeliklerin yapısında bulunan fazların kırınım düzlemi ve kırınım açısı değerleri.

Pik ve kırınım düzleminin indisi	Düzlemler arası mesafe (d), Å	Kırınım açısı, 2θ
Ferrit (200)	1.43	28.72
Ferrit (220)	1.01	41.00
Östenit (220)	1.27	32.40
Östenit (311)	1.08	38.34

Farklı ısıl işlemler uygulanan numunelerin kalıntı östenit hacim oranı değerleri Şekil 5.3'de verilmiştir. Beklendiği gibi sertleştirme ısıl işlemi sonunda en yüksek kalıntı östenit hacim oranı elde edilmiştir. 8620 kalite çeliğin yapısındaki kalıntı östenit hacim oranı 100Cr6 çeliğindekinden daha yüksektir. Sertleştirmeyi takiben yapılan sıfıraltı işlemi kalıntı östenit hacim oranını önemli ölçüde azaltmıştır. Azalma oranının her iki çelikte de yaklaşık % 38 ile aynı oranda olması dikkat çekicidir. Isıl işlemin son kademesi olarak yapılan temperleme işlemiyle, kalıntı östenit hacim oranında azalma devam etmiştir. Bunun nedeni muhtemelen kalıntı östenitin temperleme safhasında ferrit ve sementit fazlarına dönüşmüş olmasıdır. Ancak temperlemenin kalıntı östenit hacim oranını düşürücü etkisi 8620 kalite çelikte 100Cr6 kalite çelikten daha azdır. Öyleki, temperleme sonucu kalıntı östenit hacim oranı sertleştirme sonundaki değerine göre 8620 kalite çelikte yaklaşık %40 azalmış iken, 100Cr6 kalite çelikte bu oran yaklaşık %57 değerindedir. Sıfıraltı sıcaklığının daha da düşürülmesiyle, kalıntı östenit hacim oranının daha yüksek oranlarda azaltılabileceği düşünülmektedir.

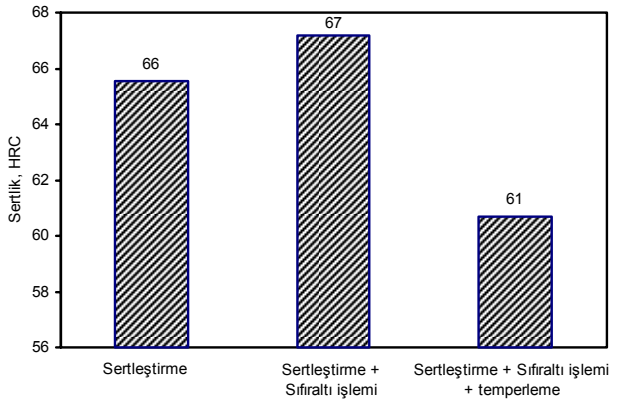


Şekil 5.3: Uygulanan ısıl işlemlerin kalıntı östenit hacim oranına etkisi.

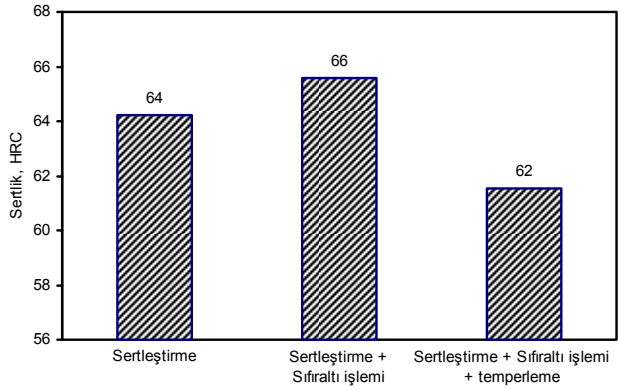
5.2. Mekanik Deney Sonuçları

5.2.1. Sertlik deneyi sonuçları

8620 ve 100Cr6 kalite çeliklerin sertliğine ısıl işlemin etkisi Şekil 5.4'de verilmiştir. Her iki kalite çelik numunenin su verilmiş haldeki sertliği, literatür değerleriyle uyumludur. Sıfıraltı işlemiyle, kalıntı östenitin martensite dönüşmesi sonucu sertlik bir miktar artmıştır. Bu artış kalıntı östenitin martensite dönüşmesi ve sıfıraltı işlemi sırasında meydana gelen karbür çökelmesi mekanizmasından kaynaklanmaktadır.



(a)

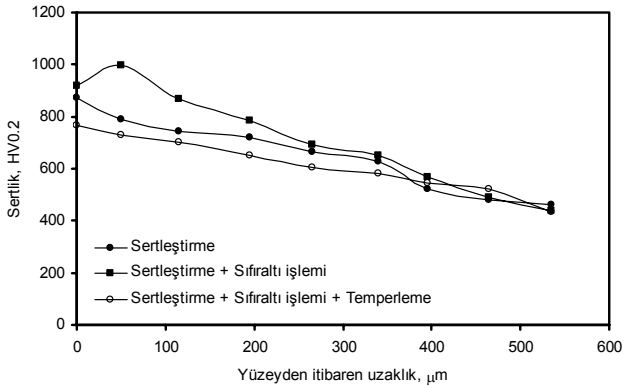


(b)

Şekil 5.4: (a) 8620 ve (b) 100Cr6 kalite çeliklerin sertliğinin uygulanan ısıl işleme göre değişimi.

Artış oranı, 8620 kalite çelik için yaklaşık %1.5, 100Cr6 kalite çelik için ise yaklaşık %3 düzeyindedir. Temperleme işlemi, uygulanan ısıl işlemler arasında en düşük sertlik değerinin elde edildiği ısıl işlemdir. Temperleme sonucu sertlik değerinin sertleştirilmiş duruma göre azalma oranı 8620 kalite çelikte %8, 100Cr6 kalite çelikte ise %3 dolayındadır. Temperleme sonucu oluşan temperlenmiş martensit yapısının sertliği düşürücü etkisinin, kalıntı östenitin martensite dönüşmesi ve karbür çökelmesi sonucu kazanılan sertlik artışından daha yüksek olduğu anlaşılmaktadır.

Öte yandan 8620 kalite çelik sementasyon işlemine tabi tutulduğundan, bu çelikte yüzeyden merkeze doğru mikrosertlik taraması yapılmış ve sonuçlar Şekil 5.5'de verilmiştir. Bölüm 4.1'de belirtildiği gibi sementasyon işlemi sonunda 8620 kalite çeliğin yüzeyindeki karbon oranı %0.98 olarak belirlenmiş olup, bu değer sementasyon öncesine göre yüzeydeki karbon miktarının 2.5 kattan fazla arttığını göstermektedir.



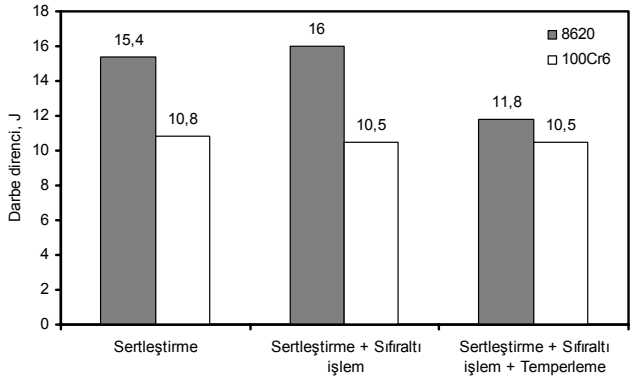
Şekil 5.5: Sementasyon uygulanmış 8620 kalite çeliğin yüzeyinden merkeze doğru sertlik değişimi.

Sementasyon işlemi uygulanan 8620 kalite çeliğin sertliği yüzeyden merkeze doğru sürekli olarak azalmaktadır. Yüzeyde en yüksek sertlik, sıfıraltı ısıl işlemi sonucu, en düşük sertlik ise temperleme işlemi sonucu elde edilmiştir. Bu yönüyşe mikrosertlik sonuçları makro sertlik ölçümleriyle uyumludur. Ancak yüzeyden itibaren mesafe arttıkça, her üç ısıl işlem için birbirine daha yakın sertlik değerleri elde edilmiştir. Önceki bölümlerde belirtildiği gibi, yüzey sertliğinin bir ölçüsü olarak, 500 HV sertliği sağlayan yüzeyden itibaren mesafe yaygın şekilde kullanılmaktadır. Bu çalışmada her üç ısıl işlemle de 500HV0.2 sertlik değeri, yüzeyden yaklaşık 475 μm mesafede elde edilmiş olup, her üç ısıl işlemle de aynı etkili sertlik derinliğinin elde edildiğini söylemek mümkündür.

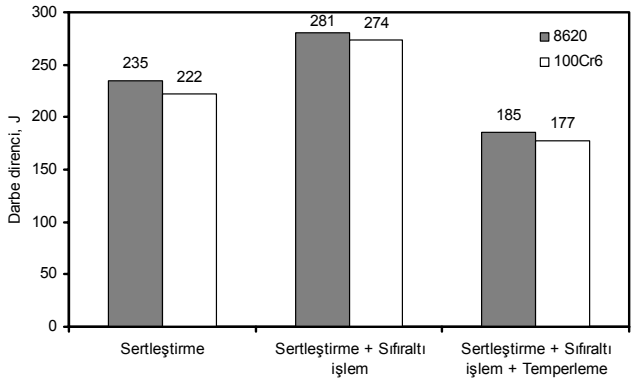
5.2.2. Darbe deneyi sonuçları

Isıl işlem uygulanan 8620 ve 100Cr6 kalite çeliklerin çentikli ve çentiksiz darbe deneyleri Şekil 5.6'da verilmiştir. Genel olarak 8620 kalite çeliğin darbe direnci değerleri, gerek çentikli gerekse çentiksiz koşullarda 100Cr6 kalite çeliğinkinden daha yüksektir. 8620 kalite çeliğin sertleştirilmiş haldeki darbe direnci, sıfıraltı işlemle çok az miktarda artmış, temperleme işlemi sonucu ise yaklaşık %23

azalmıştır. Sıfıraltı işlem sonucu, darbe direncinin bir miktar artması, kalıntı östenitin martensite dönüşmesi sonucu yapının homojenliğinin artmasıyla ilişkilendirilebilir. Temperleme sonucundaki düşme ise, bu safhada martensitten karbürlerin ayrışması ve/veya kalıntı östenitin ferrit ve sementite ayrışması olabilir. 100Cr6 kalite çeliğin darbe direnci ise uygulanan ısıl işlemlere bağlı olarak önemli bir değişim göstermemiştir.



(a)



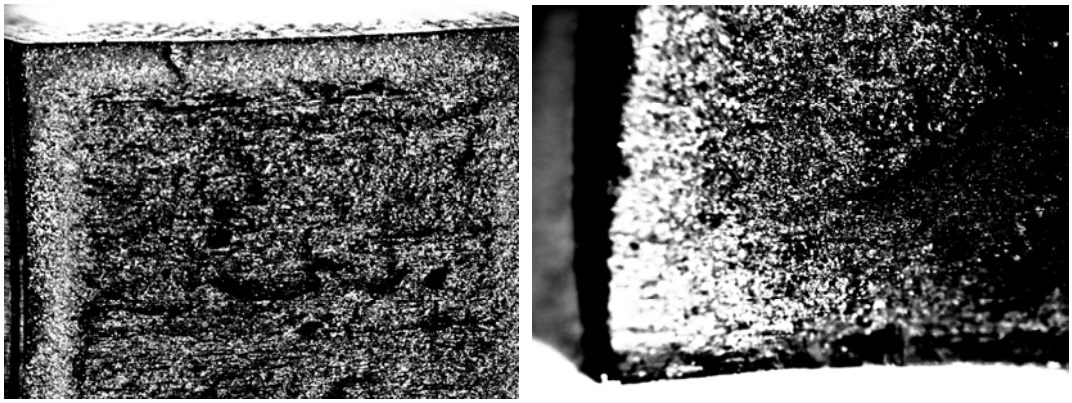
(b)

Şekil 5.6: 8620 ve 100Cr6 kalite çeliklerin (a) çentikli ve (b) çentiksiz darbe direnci değerlerinin uygulanan ısıl işleme göre değişimi.

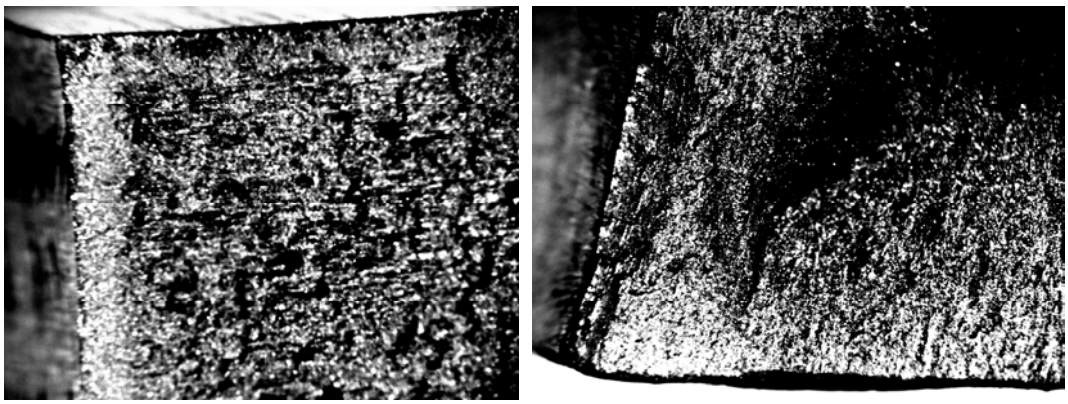
Şekil 5.4 ve 5.6 beraber incelendiğinde, 8620 ve 100Cr6 kalite çeliklere uygulanan sıfıraltı işlemin, tokluk değerlerinde fazla bir değişikliğe sebep olmadan sertlik değerlerini artırdığı görülmektedir. Şekil 5.7'de incelenen çeliklerin çentikli darbe deneyi sonrası kırılma yüzeylerinin stereo mikroskop görüntüleri verilmiş olup, 8620 kalite çelik numunelerin her üç ısıl işlem koşulu için, 100Cr6 kalite çelik numunelerden daha kaba bir kırılma yüzeyine sahip olduğu görülmektedir.

8620	100Cr6

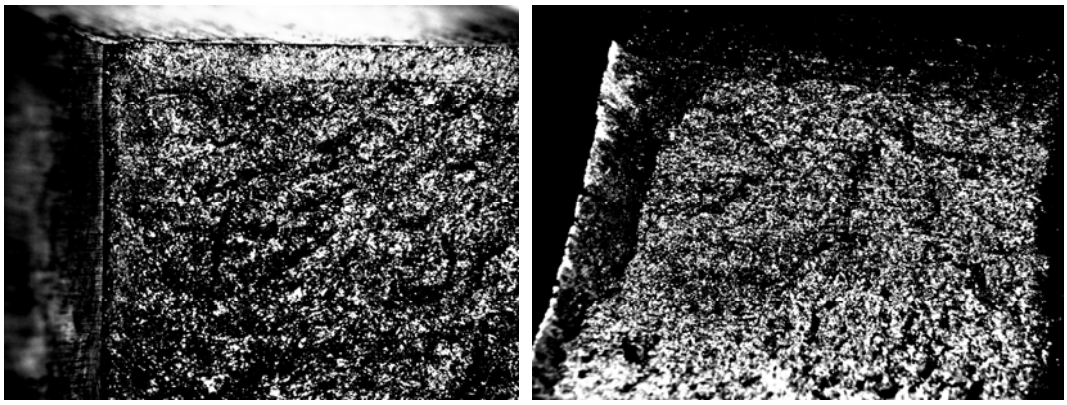
Sertleştirme



Sertleştirme + Sıfıraltı İşlem



Sertleştirme + Sıfıraltı İşlem + Temperleme

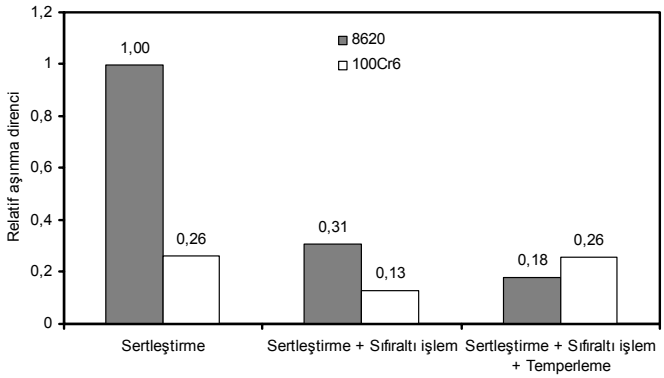


Şekil 5.7: Farklı ısıl işlemler uygulanan 8620 ve 100Cr6 kalite çeliklerin çentikli darbe deneyleri sonunda kırılma yüzeylerinin görünümü.

5.2.3. Aşınma Deneyi Sonuçları

Şekil 5.8, farklı ısıl işlem uygulanmış numunelerin relatif aşınma dirençlerini göstermektedir. Buna göre, 8620 kalite çelikte en yüksek aşınma direnci, sertleştirilmiş durumdaki numunede elde edilmiş, bu numunenin aşınma direnci, sıfıraltı işlemi ve temperleme ile yaklaşık %82 oranında azalmıştır. Öte yandan

sıfıraltı işlemi ve temperleme, 100Cr6 çeliğinin sertliğini yaklaşık %3 oranında düşürmesine rağmen, aşınma direncinde önemli bir değişime neden olmamaktadır.

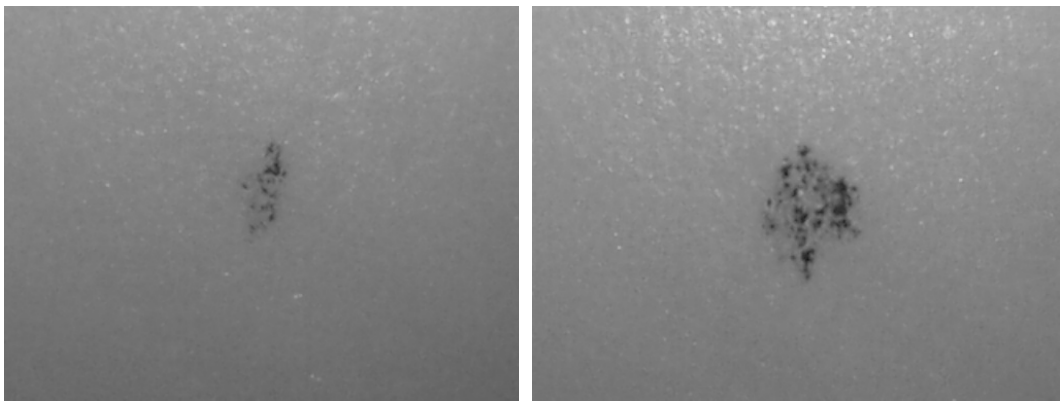


Şekil 5.8: Farklı ısıl işlemler uygulanan 8620 ve 100Cr6 kalite çeliklerin relatif aşınma direncinin değişimi.

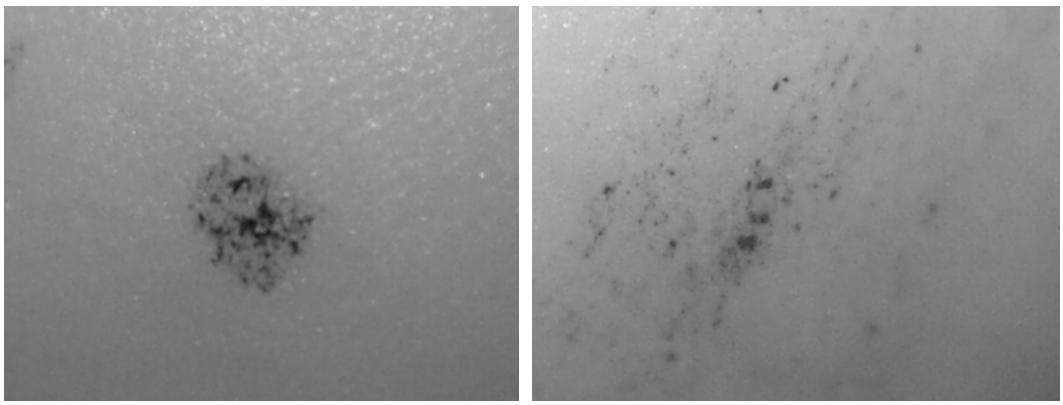
İncelenen çelikler birbirlerine göre kıyaslandığında ise, sertleştirilmiş halde 8620 kalite çeliğin, 100Cr6 çeliğine göre yaklaşık 5 kat daha yüksek bir aşınma direncine sahip olduğu, ancak sıfıraltı işlemi ve temperleme sonunda bu kez 100Cr6 kalite çeliğin 8620 kalite çelikten yaklaşık %30 daha yüksek aşınma direncine sahip olduğu görülmektedir. Her iki kalite çelikte de elde edilen aşınma direnci değerleri literatürde geleneksel ısıl işlemlerle elde edilen değerlerden daha yüksektir. Sonuç olarak sıfıraltı işlemi ve temperlemenin, her durumda incelenen çeliklerin aşınma direncini olumsuz etkilediği ve her iki çeliğin sıfıraltı işlemiyle belirlenen mekanik özelliklerinin farklı mekanizmalarla kontrol edildiği anlaşılmaktadır. Şekil 5.9'da aşındırıcı bilya yüzeyinin aşınma deneyleri sonundaki optik mikroskop görüntüleri verilmiştir. Genel olarak bilya yüzeylerindeki izlerin genişliği, aşınma direncinin kalitatif bir ölçüsü olarak alındığında, bilya izlerinin relatif aşınma direnci yaklaşımıyla son derece uyumlu sonuçlar verdiği görülebilmektedir.

8620	100Cr6

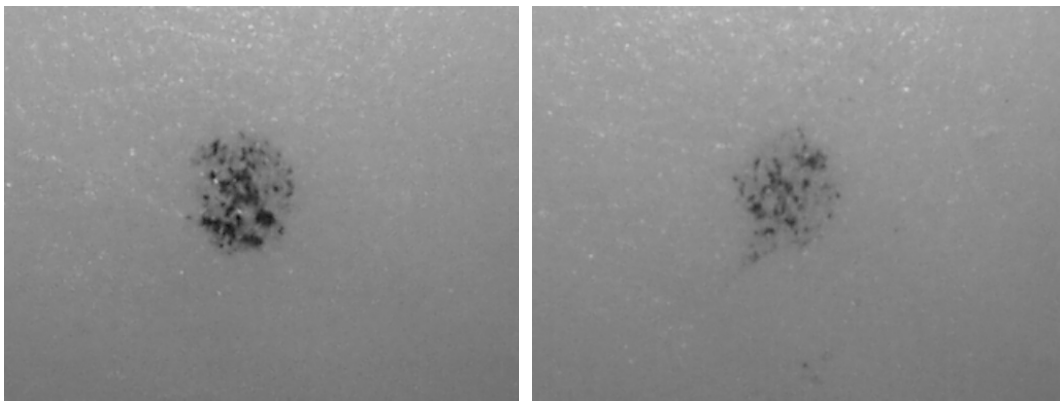
Sertleştirme



Sertleştirme + Sıfıraltı İşlem



Sertleştirme + Sıfıraltı İşlem + Temperleme



Şekil 5.9: Farklı ısıl işlemler uygulanan 8620 ve 100Cr6 kalite çeliklerin aşınma deneyinde kullanılan aşındırıcı bilya yüzeyinin optik mikroskop görüntüsü.

6. GENEL SONUÇLAR

1. % 0.8 C içeriğinden fazla karbon içeren çeliklerde sıfıraltı işlem uygulaması ile birlikte kalıntı östenitin giderilmesi ve karbür oluşumuna bağlı olarak sertlik ve aşınma özellikleri gelişmektedir.
2. Sıfıraltı sıcaklıkta bekletme sıcaklığı düştükçe ve tutma süresi arttıkça oluşan karbür sayısı artmaktadır. Çeliğin östenitleme sıcaklığı arttıkça sertliği artmakla beraber aşınma direnci düşmektedir.
3. 100Cr6 ve 8620 kalite çeliklerde uygulanan sıfıraltı işlem sonucunda her iki çelikte de kalıntı östenit hacim oranı % 38 oranında azalmıştır. Isıl işlemin son kademesi olan temperleme ile kalıntı östenit hacim oranı azalmaya devam etmiştir. Temperleme sonrası kalıntı östenit hacim oranındaki azalma 8620 kalite çelikte %40'a ulaşırken 100Cr6 kalite çelikte bu oran %57 değerindedir. Uygulanan sıfıraltı işlem sıcaklığının daha da düşürülmesi ile kalıntı östenit hacim oranının daha yüksek oranlarda azalabileceği düşünülmektedir.
4. 8620 ve 100Cr6 çeliklerde uygulanan sıfıraltı işlem sonucunda kalıntı östenitin martensite dönüşmesi ile birlikte sertlik değerleri artmıştır. Sertlikteki artış 8620 kalite çelikte % 1.5, 100Cr6 çelikte ise % 3 dolayındadır. Temperleme sonrasında ise her iki çelikte de sertlik değeri düşmüştür. 8620 kalite çelikte temperleme sonrası sertlikteki azalma %8, 100Cr6 çelikte ise %3 oranındadır.
5. 8620 ve 100Cr6 kalite çeliklere uygulanan sıfıraltı işlemin, tokluk değerlerinde fazla bir değişikliğe sebep olmadan sertlik değerlerini artırdığı görülmüştür.

. 8620 kalite çelikte sıfıraltı işlem ve temperleme işlemi sonrasında elde edilen relatif aşınma direnci ,sertleştirilme sonrası elde edilen aşınma direncine nazaran % 82 oranında azalmıştır. 100Cr6 çelikte ise sıfıraltı işlem ve temperleme çeliğin sertliğini %3 oranında düşürmesine rağmen aşınma direncinde önemli bir değişikliğe sebep olmamıştır. Her iki kalite çelikte de elde edilen aşınma direnci değerleri literatürde geleneksel ısıl işlemlerle elde edilen değerlerden daha yüksektir.

KAYNAKLAR

1. http://lennon.csufresno.edu/~rlk16/cryo.html.
2. **Fuerst, J.D.,** 1996, "Cryotreatment", Panacea or Black Magic.
3. **Thornton, P. A., Vito, J.C.,** 1985, "Fundamentals of Engineering Materials", Prentice Hall College Div.
4. Frozen Gears, Jun 1998.
5. **Parish, G,** 1999, "Carburizing: Microstructures and Properties", ASM International , Metals Park OH.
6. **TSE 1719,** 1974, **"**Çeliklerin Sementasyon (Karbürleme) ve Sertleştirilmesinde Elde Edilen Etkili Derinliğin Tayini ve Kontrolü", Türk Standartları Enstitüsü , 1974- Ankara.
7. **Krauss G.,** 1995, "Microstructure and Performance of Carcurized Steel , Part II : Austenite, Part III: Austenite & Fatigue Special Papers", pp. 5-15 ASM International , Metals Park OH.
8. **Yu, L., Feng, X.,** 1991, Metal Heat Treatment, 1, 24.
9. **Cheng, L., Bottger, A., Mittemeijer, E.J.,** 1992, Metall. Trans., 23A, 1129.
10. **Baron, R.K.,** 1996, "Conference on Manufacturing Strategies",6, p.535.
11. **Baron, R.K.,** 1974, Tapi, p.137.
12. Boxboard Containers, 1980, Dry Cryogenic Treatment Increases Tool Life.
13. **Sasinovski, N.,** Dimensional Tolerances and Gauging for tooling in the Can making Industry . SME Technical Paper.
14. **Frey, R.,** 1983, "Industrial Heating", p.21.
15. **Ksmovski, M.,** 1981, The Carbide and Tool Journal.
16. Cowles Superior Metal Cutting Tools Brochure , Company Literature.
17. **Sweenley, T.P.,** 1986, Heat Treating, p.28.
18. **Paulin, P.,** 1993, Gear Technology, p.23.
19. **Miller, P.C., 1980,** Tooling and Production, p.82.
20. **ASM Handbook,** Heat Treating Vol : 4 , Metals Handbook 8th ed., ASM International.
21. Heat Treaters Guide, 1995, "Practices and Procedures for Irons and Steels, p.12.
22. **Holm, T.,** 1997, AGA report: "Cryotreatment – State of the art 1997.
23. **Collins, D.N., Dormer, J.,** 1997, Heat Treatment of Metals, 3.

24. Stojko, A., 2001, “Sub Zero Treatment of tool steels “ M.Sc. Thesis , Technical University of Denmark DTU Department of Manufacturing Engineering and Management

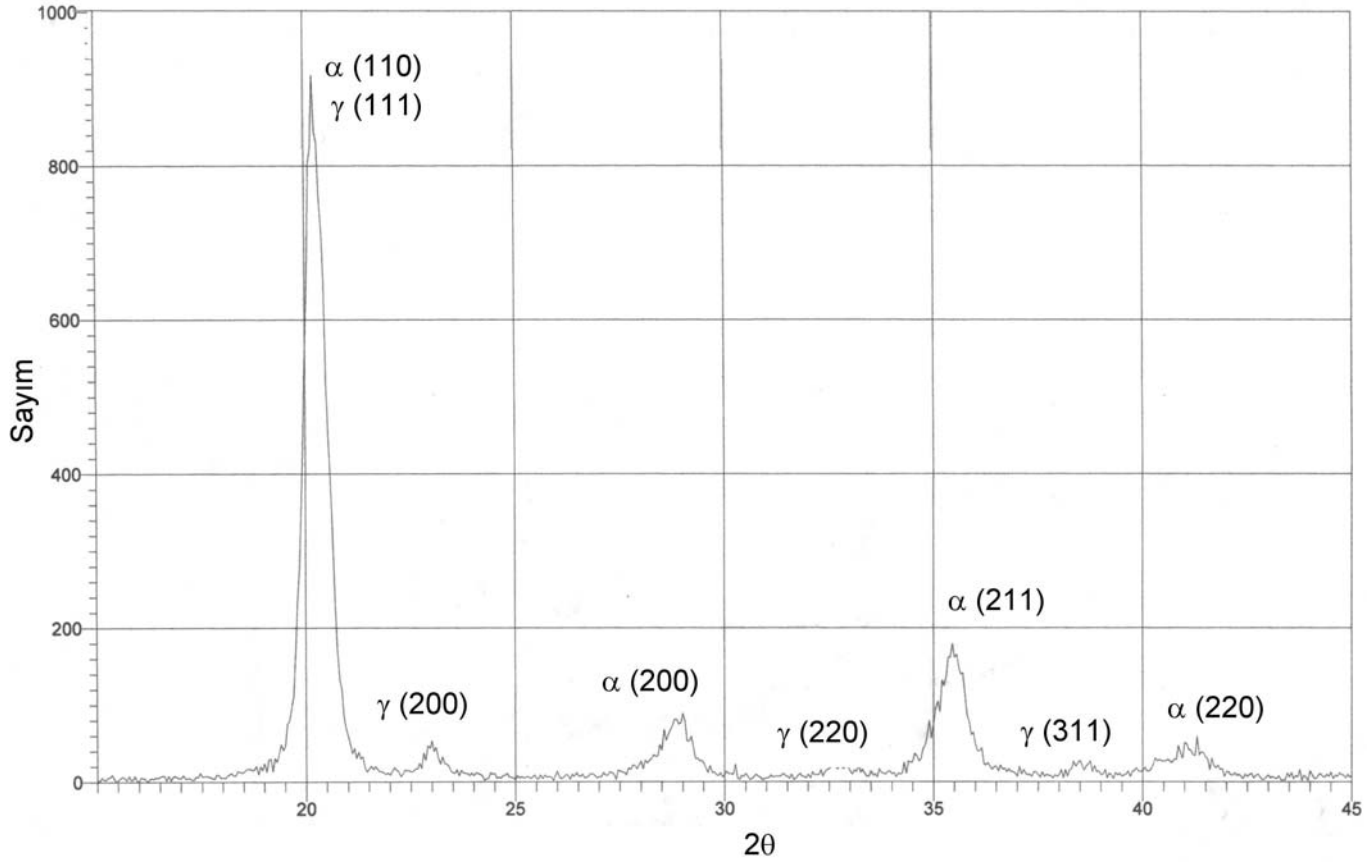
25. Uchidaet, H., 1985, J. Soc.Mater. Sci. Japan, p.809.

26. ASTM E975-03, 1997. “Standard Practice for X-Ray Determination of Retained Austenite in Steel with Near Random Crystallographic Orientation”, *ASTM International*, Pennsylvania.

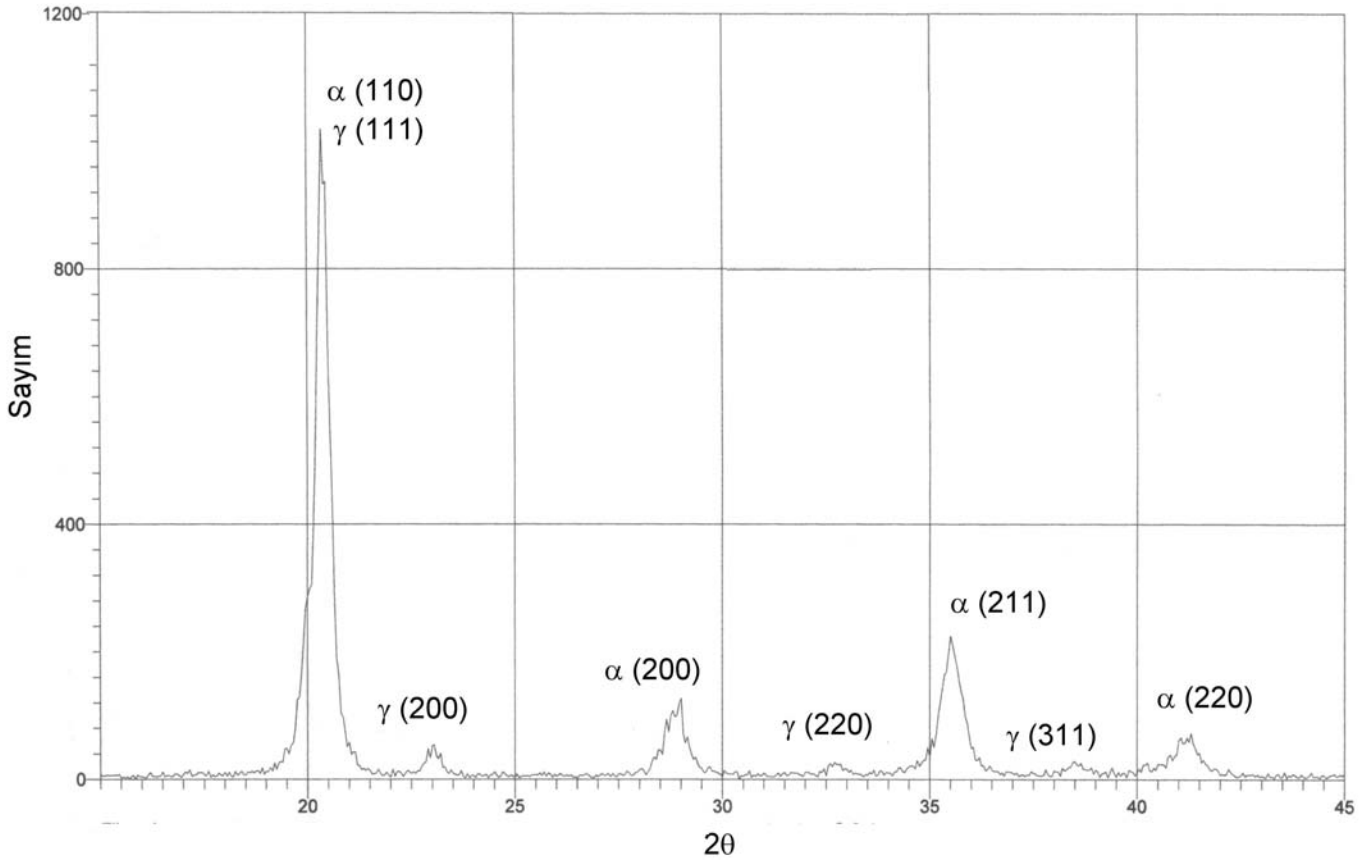
27. Cullity, B.D., 1978, “Elements of X-ray diffraction”, Addison-Wesley, MA.“

EKLER

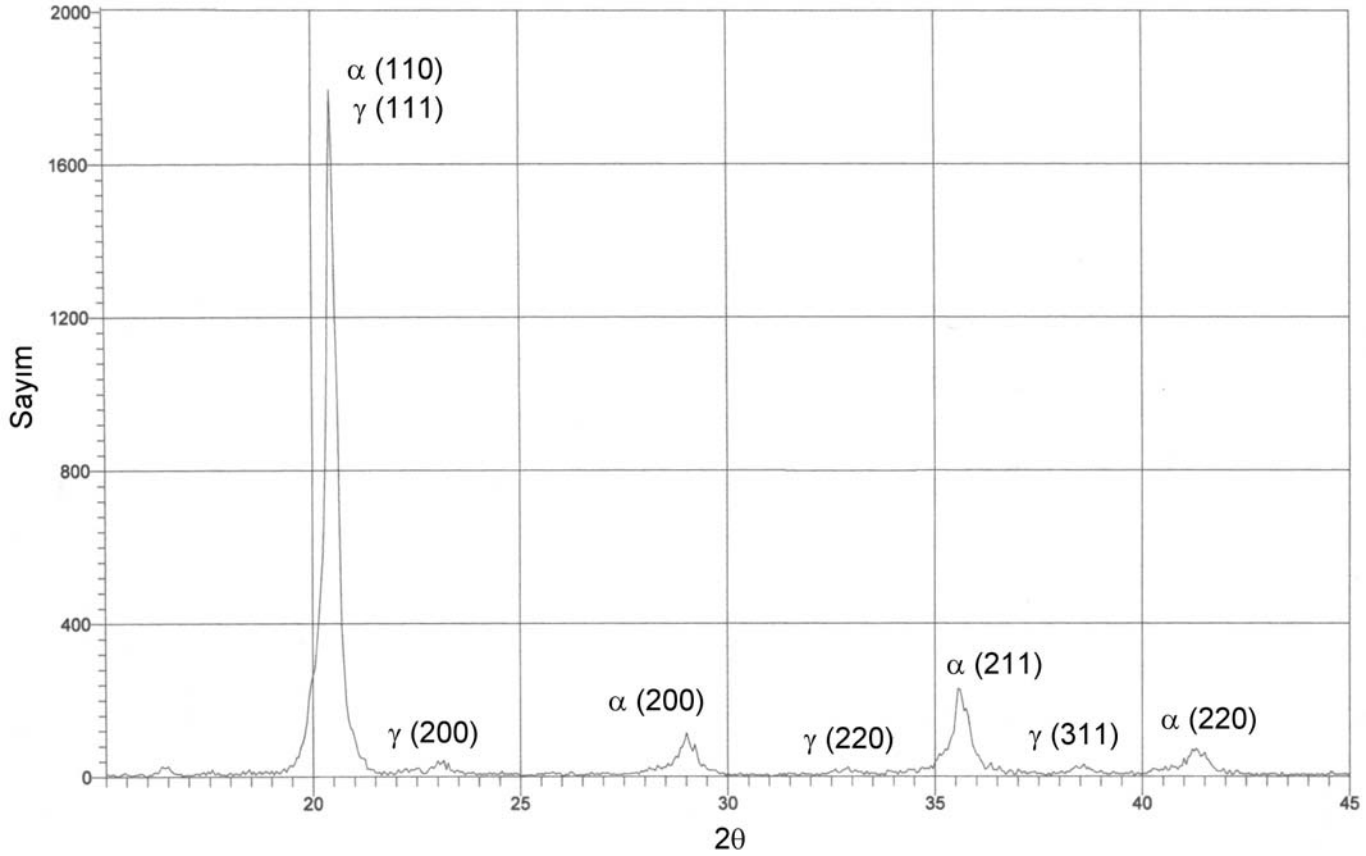
Ek A: İncelenen çeliklerin XRD paternleri.



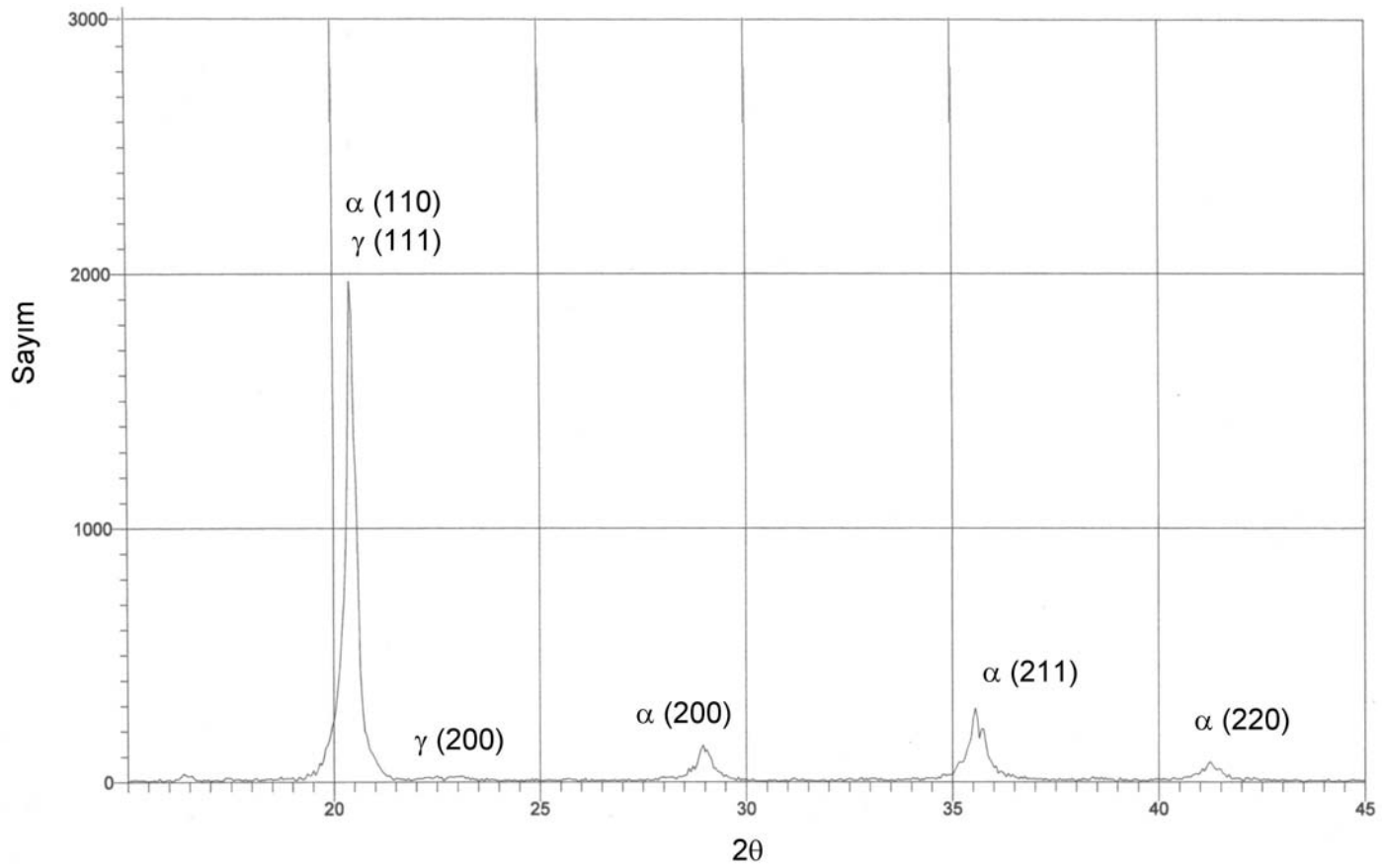
Şekil A.1: İncelenen 8620 kalite çeliğin sertleştirilmiş ve sıfır altı işlem uygulanmış haldeki XRD paterni.



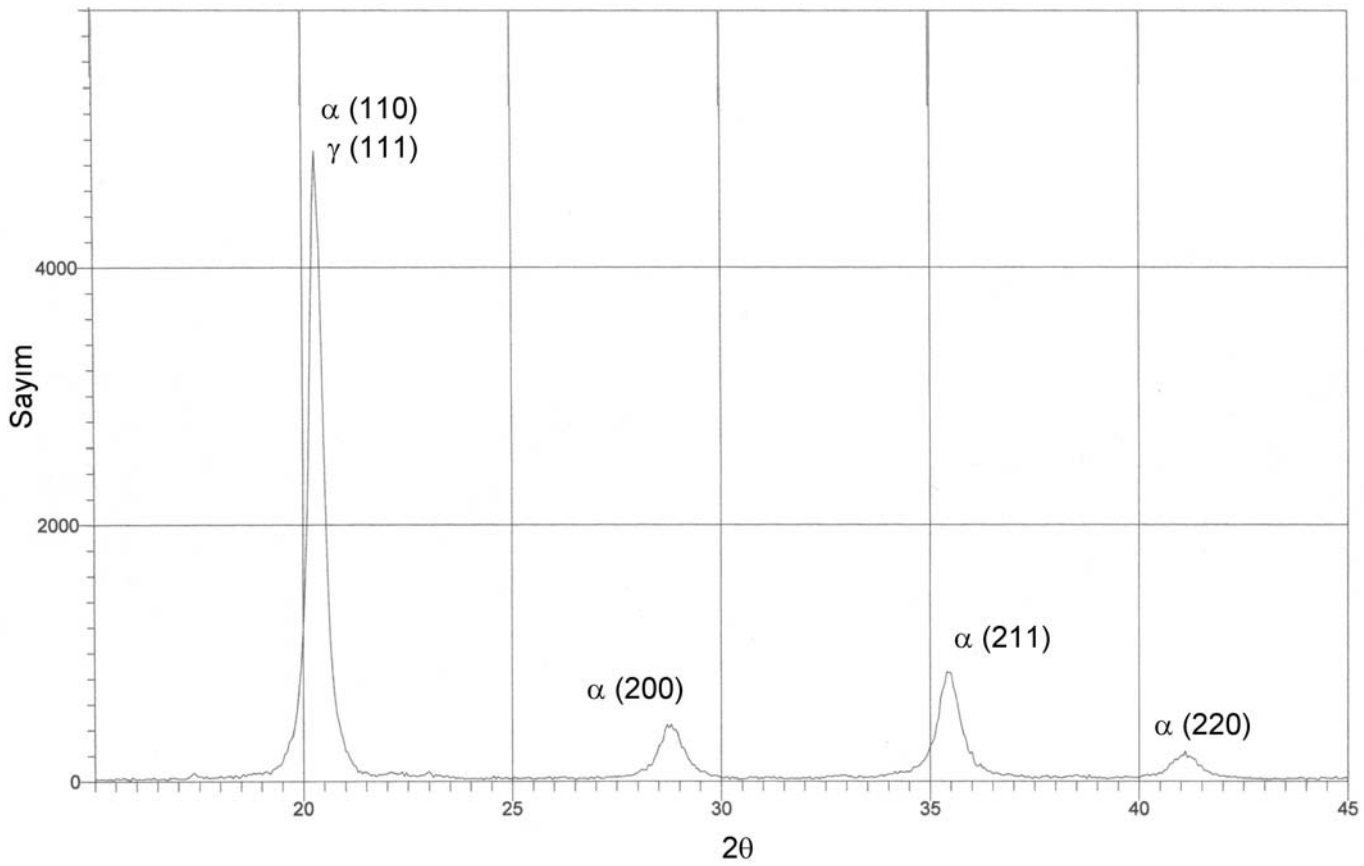
Şekil A.2: İncelenen 8620 kalite çeliğin sertleştirilmiş, sıfır altı işlem uygulanmış ve temperlenmiş haldeki XRD paterni.



Şekil A.3: İncelenen 100Cr6 kalite çeliğin sertleştirilmiş haldeki XRD paterni.



Şekil A.4: İncelenen 100Cr6 kalite çeliğin sertleştirilmiş ve sıfır altı işlem uygulanmış haldeki XRD paterni.



Şekil A.5: İncelenen 100Cr6 kalite çeliğin sertleştirilmiş, sıfır altı işlem uygulanmış ve temperlenmiş haldeki XRD paterni.

ÖZGEÇMİŞ – BORA ULUĞ

08.04.1973 yılında Ankara'da doğdu. İlkokul öğrenimini Ahmet Vefik Paşa ilkokulunda tamamladıktan sonra orta öğrenim ve liseyi TED Ankara kolejinde tamamladı. TED Ankara kolejinden 1991 yılında mezun olduktan sonra üniversite öğrenimine İstanbul Teknik Üniversitesi Metalurji Mühendisliği Bölümü 'nde devam ederek 1996 yılında mezun oldu. 1996 yılında Karbogaz A.Ş. firmasında Teknik Destek Mühendisi olarak çalışmaya başlayarak aynı firmada sırasıyla 1998 yılında Teknik Destek Sorumlusu, 2002 yılında Teknik Destek Müdür yardımcısı ve 2005 yılında Teknik Destek Müdürü olarak görevine devam etti. Ağustos 2006 senesinde firmanın Linde Gas / Almanya'ya satışından sonra bu firmada Üretim Müdürü olarak göreve başladı. Halen bu görevine devam etmektedir.