669.14.018.25 : 537.533.35
T 266 v

TÜRKİYE BİLİMSEL ve TEKNİK
ARAŞTIRMA KURUMU

PROJE No: MAG 172

Volframlı Yüksek Hız Çeliklerinin İkinci Sertleşmelerinin Elektron Mikroskobik İncelenmesi

ERDOĞAN TEKİN Ph. D.

Ortadoğu Teknik Üniversitesi

1996-1179

TÜRKİYE BİLİMSEL VE TEKNİK ARAŞTIRMA KURUMU

MÜHENDİSLİK ARAŞTIRMA GRUBU

PROJE NO. MAG 172

669.14.018.25:537.533.3
T 266 v

VOLFRAMLI YÜKSEK HIZ ÇELİKLERİNİN İKİNCİ SERTLEŞMELERİNİN ELEKTRON MİKROSKOBİK İNCELENMESİ

Proje Direktörü: ERDOĞAN TEKİN, Ph.D.

Yardımcı Araştırıcı: NECMİ BİLİR, M.S.

Bu Proje Türkiye Bilimsel ve Teknik Araştınma Kurumunun Desteği ile ORTA DOĞU TEKNİK ÜNİVERSİTESİ Metalurji Mühendisliği Bölümü ve BROWN ÜNİVERSİTESİ Mühendislik Fakültesinde yapılmıştır.

Başlama Tarihi: 1.10.1968

Bitme Tarihi : 1.12.1969

14518

ÖNSÖZ

MAG.172 numaralı bu proje Türkiye Bilimsel ve Teknik Araştırma Kurumu tarafından desteklenmiştir.

Birkaç yıldan beri desteklediği projelerle O.D.T.Ü. Metalurji Mühendisliği Bölümünde bir araştırma atmosferinin doğmasında çok etkili olan T.B.T.A.K.'a teşekkürlerimizi sunarız.

Bu araştırmanın büyük bir parçası O.D.T.Ü.Metalurji Mühendisliği Bölümünde gerçekleştirilmiştir.Çalışmalar sırasında çeşitli zamanlarda laboratuvarlarından yararlanılan G.K.K. ARGE Dairesi Başkanlığına,Ankara Üniversitesi Fen Fakültesi X-ışınları Bölümü Şefi Sayın Doç.Dr. A.F.Cesur'a ve Asst.Dr.A.A.Uras'a,ve O.D.T.Ü. Kimya Bölümü Başkanı Prof.Dr.B.Baysal'a ve Asst.Şahinde Demir'e teşekkürü borç bilirim.

Bu araştırmanın elektron-kırınım çalışmaları iki aylık bir NATO bursundan yararlanılarak BROWN ÜNİVERSİTESİ Mühendislik Fakültesinde yapılmıştır.Adı geçen yerin Elektron Mikroskopi Laboratuvarı sorumlusu Assc.Prof.Dr.M.H. Richman'a da ayrıca teşekkür ederim.

İ Ç İ N D E K İ L E R

ÖNSÖZ i
İÇİNDEKİLER . . . . . ii - iii
ŞEKİLLER LİSTESİ. . . . . iv - vi
ÇİZELGELER LİSTESİ vii
ÖZET. viii
ABSTRACT ix

BÖLÜM I. - TANIMI VE KAPSAMI 1
BÖLÜM II. - LİTERATÜR ARAŞTIRMASI. 3
II.a) Yüksek-Hız-Çeliklerindeki Karbürler . . 3
II.b) Yüksek-Hız-Çeliklerinin Östenitleme İşlemi . . 6
II.c) Su Verme ve Temperleme İşlemleri . . . 21
II.d) Araştırma Metodları Üzerine. 34
II.d.1 - Ayırımlı Dağlama 34
II.d.2 - Elektrolitik Karbür Ayırma . . 35
II.d.3 - Elektron Mikroskobu için Replika Hazırlama Metodları. . 36

BÖLÜM III. - METOT VE MATERYEL 38
III.A. Araç ve Gereçler 38
III.A.1 - Kullanılan Malzeme 38
III.A.2 - Numuneler 38
III.A.3 - Isıl İşlem Fırını 38
III.A.4 - Isıl İşlemler. 41
III.B. Metalografik Teknik 41
III.B.1 - Optik Metalografi 41
III.B.2 - Karbür Ayırma 42
III.B.3 - X-Işınları Çalışmaları. . . 42
III.B.4 - Elektron Metalografik Çalışmalar. . 45

BÖLÜM IV - SONUÇLAR 47

IV.A - Optik Metalografi 47
IV.B - Elektron Metalografi 61
IV.C - X-Işınları Metalografisi. 81

BÖLÜM V - SONUÇLARIN TARTIŞMASI 93

BÖLÜM VI - SONUÇLARIN ÖZETİ. 106

BİBLİYOGRAFYA 108

ŞEKİLLER LİSTESİ

		Sayfa
1.	Alaşım Elementlerinin Matristeki Miktarlarının Östenitleme Sıcaklığına Göre Değişmeleri	11
2.	18-4-1 ve 9-4-2 Çeliklerinin Östenitleme Özellikleri	13
3.	Alaşım Elementlerinin Karbürlerdeki Miktarlarının östenitleme Sıcaklığına Göre Değişimleri	15
4. a,b	Çözünmemiş Karbür Miktarının Östenitleme Sıcaklığına Göre Değişimi	16
5. a,b	18-4-1 Çeliği Denge Diyagramları	18
6.	18-4-1 ve 9-4-2 Çeliklerinde Östenitleme Sıcaklığına Göre Karbür Cinsinin Değişimi	19
7.	M_6C Karbürünün Kafes Parametresinin 1300°C'da Östenitleme Süresine Göre Değişimi	20
8.	18-4-1 Çeliklerinin ZSD Diyagramı	22
9.	18-4-1 Çeliklerinin M_B-Sıcaklığının Östenitleme Sıcaklığına Göre Değişimi	22
10.	18-4-1 Çeliğinin Temperlenmesi Sırasında Oluşan Faz-Dönüşümleri	27
11.	18-4-1 Çeliğinin Temperlenmesi Sprasında Çökelen Karbürler	29
12.	18-4-1 Çeliğinin Kalıntı Östenitin Dönüşümü	27
13.	Isıl İşlemin Yapıldığı Fırın ve Diğer Gereçleri	40
14.	Elektrolitik Karbür Ayıracı	43
15.	Elektrolitik Karbür Ayırma Devresi	44
16.	59-[illegible]6 Çeliğinin İkinci Sertleşme Eğrileri	48
17.	H22 Çeliğinin İkinci Sertleşme Eğrileri	49
18.	T-1 Çeliğinin İkinci Sertleşme Eğrileri	50
19.	T-1 Çeliğinin Sertleşme Özellikleri	51
20.	%2.56 ve %10.52W Çeliklerinin Su Verilmiş Yapıları	47
21. a,b	18-4-1 Çeliğinin Su-verilmiş Yapısı	53
22.	M_6C Karbürlerinin X-Işınları Analizi	54
23.	%10.52 W Çeliğinin Temperlenmiş Yapısı	52

24.	18-4-1 Çeliğinin (700°C/9s) Temperlenmiş Yapısı	57
25.	18-4-1 Çeliğinin (500°C/40s) Temperlenmiş Yapısı	58
26.	18-4-1 Çeliğinin (450°C/50s) Temperlenmiş Yapısı	58
27.	18-4-1 Çeliğinin (500°C/2s) Temperlenmiş Yapısı	59
28.a.	18-4-1 Çeliğinin (500°C/25s) Temperlenmiş Yapısı	60
28.b.	18-4-1 Çeliğinin (550°C/2s) Temperlenmiş Yapısı	60
29.	18-4-1 Çeliğinin (500°C/25s) Temperlenmiş Yapısı	62
30.	18-4-1 Çeliğinin (550°C/15s) Temperlenmiş Yapısı	62
31.	18-4-1 Çeliğinin (600°C/6s) Temperlenmiş Yapısı	63
32.	18-4-1 Çeliğinin (700°C/22) Temperlenmiş Yapısı	63
33.	18-4-1 Çeliğinin (550°C/15s) Temperlenmiş Yapısı	64
34.	18-4-1 Çeliğinin (600°C/6s) Temperlenmiş Yapısı	64
35.	18-4-1 Çeliğinin (550°C/2s) Temperlenmiş Yapısı	65
36.a.	18-4-1 Çeliğinin (500°C/40s) Temperlenmiş Yapısı	66
36.b.	18-4-1 Çeliğinin (550°C/40s) Temperlenmiş Yapısı	66
37.	18-4-1 Çeliğinden Çıkarılan M_6C Karbürleri	67
38.	18-4-1 Çeliğinden Çıkarılan Köşeli M_6C Karbürleri	67
39.	Bir M_6C Karbüründen Alınan Kırınım Fotoğrafı ve Analizi	68
40.	18-4-1 Çeliğinden Çıkarılan Karbürler	70
41. a,b	18-4-1 Çeliğinden Çıkarılan Karbürler	71
42. a,b	18-4-1 Çeliğinden Çıkarılan Karbürler	72
43. a,b	18-4-1 Çeliğinden Çıkarılan Karbürler	73
44.	18-4-1 Çeliğinden Çıkarılan W_2C Karbürleri	74
45.	$M_{23}C_6$ Karbürlerinin Kırınım Fotoğrafı ve Analizi	75
46.	$M_{23}C_6$ Karbürlerinin Kırınım Fotoğrafı ve Analizi	76
47.	V_4C_3 Karbürlerinin Kırınım Fotoğrafı ve Analizi	77
48.	M_6C Karbürlerinin Kırınım Fotoğrafı ve Analizi	78
49. a,b	Karbürlerin X-Işınları Kırınım Fotoğrafları	83

50-53. Karbürlerin Difraktografları 85, 86

54-58. Karbürlerin Floresans Analizleri 90 - 92

59. 18-4-1 Çeliklerinin M_B-sıcaklığının %C'a Göre Değişimi 93

60. 18-4-1 Çeliklerinin Su-Verme Sıcaklığına Göre, Oluşan Martensit Miktarının Değişimi 94

ÇİZELGELER LİSTESİ

Sayfa

I. Yüksek-Hız-Çeliklerindeki Karbürlerin Kristalografik Özellikleri 5

II. Su-Verilmiş 18-4-1 Çeliklerindeki Karbürler . . 7, 8

III. Su-Verilmiş 9-4-2 Çeliklerindeki Karbürler. . . 9

IV. Su-Verilmiş 18-4-1 ve 9-4-2 Çeliklerinin Matris Bileşimleri 10

V. Kullanılan Çeliklerin Bileşimleri 39

VI. X-Işınları Fotoğraf Analizi 55

VII. M_6C Karbürü d-Aralığı Değerleri. 56

VIII. $M_{23}C_6$ Karbürü d-Aralığı Değerleri. 79

IX. V_4C_3 ve W_2C Karbürleri d-Aralığı Değerleri. . . 80

X. İndislenemiyen d-Aralığı Değerleri 82

XI. X-Işınları Difraktograf Analizi 87

XII. X-Işınları Difraktograf Analizi 88

XIII. 18-4-1 Çeliğinin Temperlenmesinde Çökelen Metal Karbürleri 89

XIV. 18-4-1 Çeliğinin Temperlenmesinde Oluşan Faz Dönüşümleri 105

Ö Z E T

Wolframlı yüksek-hız-çeliklerinin ikinci sertleşme olayı optik metalografi, elektron metalografi ve X-ışınları metalografi metotlarıyla incelendi.

1300°C'da 1 saat östenitlenen numuneler, su verme işleminden sonra 450°C ile 700°C arasındaki sıcaklıklarda 1 saat ile 50 saat arasında çeşitli sürelerde temperlendiler.

Temperlenme sırasında önce Fe_3C karbürü çökelmekte ve 550°C'a kadar görülmektedir.

450°C'ın üzerindeki temperlenmelerden sonra W_2C martensitik matriste çökelmeye başlamakta ve ikinci sertleşmeyi doğurmaktadır.

550°C'ın üzerindeki sıcaklıklarda yapılan temperlemelerde $M_{23}C_6$ karbürü genellikle kalıntı östenitin dönüşümü sırasında çökelmektedir.

600°C üzerinde yapılan temperleme işlemleri V_4C_3 ve M_6C karbürlerinin çökelimine de yol açmakta, fakat bu karbürler ikinci sertleşmeye hiç bir katkıda bulunmamaktadır.

A B S T R A C T

The secondary hardening phenomenon of tungsten high speed steels has been studied using optical, electron and X-ray metalography techniques.

The specimens that were austenitized at 1300°C for 1 hour and quenched in water were tempered at various temperatures between 450°C and 700°C for various times between 1 hour and 50 hours.

During tempering first Fe_3C precipitates which is observed up to 550°C.

After tempering at temperatures above 450°C, W_2C starts precipitating in the martensitic matrix and is the major cause of secondary hardening in these steels.

Above 550°C, $M_{23}C_6$ generally precipitates during the transformation of the retained austenite.

Tempering above 600°C leads to the precipitation of both V_4C_3 and M_6C carbides but neither of which contributes to secondary hardening.

TANIMI VE KAPSAMI.

Takım çeliklerinin bugünün modern endüstrisindeki yeri kolayca takdir edilebilir. Bunlar arasında çok yüksek sertlikleri, aşınma ve oksitlenmeye dayanıklıkları ve bu özelliklerini yüksek sıcaklıklarda koruyabilmeleri nedenleriyle kullanılan yüksek-hız-çeliklerinin, malzemelerin biçimlendirme ve kesme işlemlerindeki önemi en başta gelmektedir. Bütün takım çeliklerine olduğu gibi yüksek-hız-çeliklerine de yüksek sertliği veren yapılarındaki çeşitli metal-karbürleridir. Yüksek-hız-çeliklerinin kesme özellikleri de yapılarındaki bu çok sert metal-karbürlerinden gelmektedir.

Bu çeliklerden en verimli olarak yararlanabilmek, bu karbürlerin en yüksek sertliği verecek biçimde yapıda çökelmelerine bağlıdır. Bu metal-karbürlerinin çökme biçim ve yerleri (morfoloğileri) kesin olarak bilindiğinde, bunların yarattıkları özellikleri en yüksek değerlerine çıkarma yolları aranabilir.

Belirli ısıl işlem koşulları altında metal-karbür çökelmelerinin yeri ve yapıdaki dağılımları belirli biçimlerde olur. Bu karbürlerin çökelme özellikleri ile ısıl işlem arasında bağıntı kurulursa, yüksek-hız-çeliklerinden en verimli yararı sağlayacak ısıl işlem tekniği belirtilebilir.

Bir takım çeliğinin bileşimi ve dış biçimi ne olursa olsun, eğer karbürlerinden en verimli yarar sağlanamıyorsa o takım çeliğinin hayatı da o derece kısaltılmış olur. Isıl işlemi doğru yapılan bir çeliğin ise yapısındaki faz dönüşümleri bilinçli olarak kontrol edileceğinden verimi yüksek olacaktır. Böyle bir sonucun da ekonomik yönden yararları açıktır.

Metal-karbürlerinin cinsleri, çökelim ve yapıdaki dağılım biçimleri yüksek-hız-çeliklerinin özelliklerini yaratır. Bu çeliklerin en büyük özellikleri olan ikinci sertleşme olayı da bu karbürlerin cinsleri, çökelim ve dağılım biçimleriyle doğrudan doğruya ilgilidir.

Son on yıl içinde yapılan araştırmalar göstermiştir ki, vanadyum ve molibdenli alaşım çeliklerinde ikinci sertleşme, V_4C_3 ve Mo_2C karbürlerinin çökelmesi sonucu doğmaktadır. Böylece plastik-deformasyon için gerekli diskolasyon hareketi daha zorlaştırılmış olmakta ve çeliğin akma sınırı ile sertliği arttırılmaktadır. Karbürler ne denli dengeli olurlarsa, çeliğin bu özellikleri de o derece arttırılmış olacaktır.

Vanadyum ve molibdenli çeliklerde V_4C_3 ve Mo_2C karbürlerinin ikinci sertleşme olayına etkileri bilindiği halde, şimdiye dek volframlı çeliklerde, özellikle yüksek volframlı yüksek-hız-çeliklerinde ikinci sertleşme olayının nedeni kesinlikle bilinmemekteydi.

Bu projede öngörülen araştırma bu nedeni ortaya koymak üzere başlatılmış ve volframlı yüksek-hız-çeliklerinin 400°C ile 700°C arasındaki temperleme işlemleri sonucu çökelen karbürleri, bu karbürlerin çökelme biçim ve yerleri ile yapıdaki dağılım şekillerini ve bunlar ile mekanik özellikler arasındaki bağıntıyı bulmak üzere yapılmıştır.

İlerdeki sayfalarda bu araştırmanın konusunu kapsayan geniş bir literatür çalışmasının özeti ile bu araştırmada izlenen bilimsel yol ve bulunan sonuçlar ayrıntılı olarak anlatılmıştır.

LİTERATÜR ARAŞTIRMASI.

Bu bölümde girişilen literatür çalışmasının özetini, takım çelikleri üzerine yazılan iki kitap ile açmak yerinde olacak: Roberts v.d.[1] ile Payson[2]un eserleri on yıl öncesine kadar yapılmış olan gelişmeleri eleştirmeli olarak ele almıyorlarsa da takım çelikleri üzerine geniş bilgi vermektedirler.

Takım çeliklerinin, özellikle de yüksek-hız-çeliklerinin ısıl işlemleri üzerine literatür-tarama yazılarının belli başlıları Amerika'da Cohen[3],[4], Fransa'da Michel[5], ve İngiltere'de de Hoyle[6], Hobson ve Tyas[7] tarafından yazılmıştır. İlk üç yazar ülkelerinde takım-çelikleri üzerine en belli başlı araştırmaları yapmış kişilerdir. Bunlardan ilk ikisi zamanımızdaki gelişmelere göre biraz eski kalmakta, diğerleri de faz-dönüşümlerine ayrıntılı olarak inememektedirler.

(a) Yüksek-hız Çeliklerindeki Karbürler.

Yüksek-hız çeliklerinin bileşimlerinde Fe ve C'dan başka, genellikle, W, Cr, Mo, V ve Co metalleri bulunur. Isıl-işlem sonunda bu metallerin karbürleri yapıda çökelip, bu çeliklere yüksek sertliklerini vermektedir. Yüksek-hız-çeliklerinde çökelen karbürleri yedi bölüme ayırabiliriz:

1. ε -demir karbür;
2. M_3C, θ-karbürü;
3. M_2C, wolfram ve molibden karbürleri;
4. MC ya da M_4C_3, vanadyum karbürü;
5. M_7C_3, λ -karbürü;
6. $M_{23}C_6$, κ -karbürü;
7. M_6C, η - karbürü.

Burada M tek bir metal ya da metaller topluluğunun simgesidir. Örneğin, yukarıdaki metallerden demir, Fe_3C'u, wolfram W_2C'ü, krom Cr_7C_3, ve $Cr_{23}C_6$'ü,molibden Mo_2C'ü, ve vanadyum V_4C_3'ü meydana getirirler. Fakat, çeliğin yapısında bütün bu metallerin atomları beraber bulunduklarından bir karbür içinde diğer metaller de belirli sınırlar içinde çözünürler. Bu bakımdan, yüksek-hız-çeliklerinde çökelen metal karbürlerini arı-biçimde değil de M-simgesiyle gösterilen karışık-biçimde belirlemek daha doğrudur. Fe_3C içinde Cr ve az olarak Mo; V_4C_3 içinde çok az olarak Fe, W ya da Mo çözünebilir. Cr_7C_3 içinde %60 Fe ve $Cr_{23}C_6$ içinde de %30'a kadar Fe ve ayrıca Mo, V ve W bulunabilir. Karbürlerin kristal yapıları ve çeşitli özellikleri üzerine bilgiler Goldschmidt[8]in yazısında bulunabilir. Bu araştırmada önemli olanları Çizelge I'de özetlenmiştir.

Yukarıda sıralanan karbürler arasında yüksek-hız çeliklerinin temperlenme sıcaklıklarında en çok görülen karbürler 3.den 7.ye dek olanlardır; özellikle de $M_{23}C_6$ ve M_6C karbürleri dikkati çekerler. $M_{23}C_6$ genellikle $(Cr, Fe, W)_{23}C_6$ olarak ya da uç-durumlarda, $Fe_{21}W_2C_6$ olarak belirir[8].

Yüksek-hız-çeliklerine üstün sertlik ve aşınma dayanıklılıklarını veren M_6C karbürleridir. Bu karbürün kristal yapısını bulan ve kimyasal bileşiminin Fe_4W_2C ve Fe_3W_3C arasında değiştiğini belirten Westgren ile Phragmen[9] olmuştur. Bunlar yüksek-hız-çeliklerindeki karbürleri araştıranların ilki olmamalarına rağmen, buluşlarından ötürü, M_6C karbürü onlardan sonra hep "yüksek-hız-çeliği karbürü" olarak bilinmiştir. Westgren[10] bundan sonraki bir araştırmasında M_6C karbürünün kristal yapısını en ince ayrıntıları ile ortaya koymuş ve bu karbürün bileşiminin Fe_3W_3C'e daha yakın olduğunu belirtmiştir. Wood[11], wolframlı manyet çeliklerinden elektrolitik yollarla elde ettiği karbürlerde, M_6C karışık çift karbüründen başka

ÇİZELGE I

KARBÜR	KRİSTAL YAPI	BİRİM HÜCRE HACMİ $(kx)^3$	BİRİM HÜCREDEKİ ATOM SAYISI	ÖZGÜL AĞIRLIK	SERTLİK V.H.N.(50gr)
ε-Karbür	Hegzagonal a=2.729 A c=4.326 A	84.9	6Fe,2-3 C	-	-
Fe_3C	Ortorombik a=4.524 A b=5.088 A c=6.741 A	154	12Fe,4C	7.5~7.7	1300~1700
W_2C	Hegzagonal a=2.992 A c=4.722 A	110	6W, 3C	17.2	≈ 2250
V_4C_3	Yüzey Merkezli Kübik a=4.160 A	71.5	4V, 3C	5.4~7.0	2700 2900
$M_{23}C_6$	Yüzey Merkezli Kübik a=10.621 A	1168-1174	92M, 24C	7.6~8.0	≈1400~1800
M_6C	Yüzey Merkezli Kübik a=11.082 A	1340-1360	96M, 16C	10.9~11.6	1800~2100

bir de WC karbürü buldu. Wood'un deneyini tekrarlayan Morral v.d.[12] bu iki karbürden başka, bileşiminde Fe olan ve yapısı Cr_4C'e benzeyen kübik bir karbür daha buldular; bu karbürün az olarak yüksek-hız-çeliğinde de bulunduğunu belirttiler.

Tarihsel önemleri bakımından üzerinde durulan yukarıdaki araştırmalardan sonra, yüksek-hız-çeliklerindeki faz-dönüşümleri üzerine yapılan araştırmalar ısıl işlem sırasına göre belirtilecek ve incelenecektir.

(b) <u>Yüksek-Hız-Çeliklerinin Östenitlenme İşlemi.</u>

Östenitleme işlemi yapılacak olan çelikler genellikle tavlanmış durumdadırlar. Tavlanmış 18-4-1 yüksek-hız-çeliklerinin yapılarında hacim olarak %1 MC, %9 $M_{23}C_6$ ve % 18 M_6C karbürleri vardır[13]. Östenitleme işleminin başlamasıyla östenit-matriste önce çözelen $M_{23}C_6$ karbürleridir. Çözelme 900°C da başlayıp, 1100°C da tamamlanır[6]. MC karbürleri daha yüksek sıcaklıklarda çözünürler. Hacımsal olarak %30 kadar olan toplam karbürler 1300°C daki östenitleme sonunda 2/3 oranında çözünürler[13]. Gerek 18-4-1 ve 11-4-2 yüksek-hız-çeliklerinin, gerekse 9-4-2 ve 9-4-1 sıcak-işlem kalıp-çeliklerinin östenitleme işlemi ile ilgili araştırmaların özeti Çizelge II-IV te sunulmaktadır.

Çizelge II ve III'te, 18-4-1 ile 9-4-1 tipi çeliklerin yapılarında östenitleme sonucu kalan karbürler; Çizelge IV'te ise matrisin değişen bileşimi özetlemektedir. Şekil I değişen östenit sıcaklığına göre 18-4-1 tipi çeliklerin matris bileşimlerinin değişimini göstermektedir. Bunlardan da anlaşılacağı üzere östenitleme sıcaklığının yükselmesiyle matrisin W, Cr, V, Fe ve C bileşenleri artmaktadır[13],[16],[20],[23]. Bu artış tavlanmış yapıdaki karbürlerin östenitleme sırasında matriste çözünmesi sonucu olmaktadır.

ÇİZELGE II

ÇELİĞİN KESİN BİLEŞİMİ				ÖSTENİTLEME İŞLEMİ	KALINTI KARBÜRLER	AĞIRLIK %	ÇÖKELTİNİN BİLEŞİMİ					REF
W	Cr	V	C				W	Cr	V	Fe	C	
18.16	4.13	1.04	0.72	1300°C	M_6C+MC	14.8	73.2	2.5	1.4	19.4	2.1	13
17.92	4.23	2.02	0.82	1300°C	M_6C+MC	15.9	70.2	3.3	3.6	18.9	2.8	
Verilmemiş				1310°C/ 8-24 s	M_6C	-	-	-	-	-	-	14
"	"			1230°C/ 12-24 s	M_6C	-	-	-	-	-	-	
18.3	4.15	1.10	0.73	1300°C	M_6C	-	72.2	2.5	3.0	18.7	2.2	15
18.58	4.17	1.00	0.73	1250°C	M_6C	17	69.8	2.7	1.9	Gerisi	1.9	16-19
18.79	4.60	1.55	0.77	1250°C/20 dk	M_6C	18.4	64.4	2.4	2.2	20.4	Gerisi	20
18.25	3.77	1.07	0.81	1230°C/2dk	M_6C	21.1		VERİLMEMİŞ				21
"	"	"	"	1290°C/2dk	M_6C	18.8		"	"			
11.91	3.99	2.52	0.87	1210°C/	M_6C+VC	15.6		"	"			
"	"	"	"	1270°C	M_6C+VC	11.0		"	"			
VERİLMEMİŞ				1300°C/1s	M_6C	-	66.67	3.50	2.70	24.98	2.27	22
"	"			1300°C/1s	M_6C	-	66.20	3.49	2.85	24.52	2.18	
18.79	4.50	1.55	0.77	1200°C/20 dk	M_6C	-	65.1	3.7	3.0	25.0	Gerisi	23
"	"	"	"	1250°C/ 10dk		18.4						
"	"	"	"	1300°C/1s	M_6C	-	66.7	3.5	2.7	25.0	" "	
"	"	"	"	1300°C/2s	M_6C	-	66.2	3.5	2.9	24.5	" "	

ÇİZELGE II'nin devamı.

ÇELİĞİN KESİN BİLEŞİMİ				OSTENİTLEME	KALINTI	AĞIRLIK	ÇÖKELTİNİN BİLEŞİMİ					REF
W	Cr	V	C	İŞLEMİ	KARBÜRLER	%	W	Cr	V	Fe	C	
17.0	4.30	-	0.72	1280°C/15dk	M_6C	12.0	70.0	2.5	-	24	2.10	
"	"	"	"	1300°C	$M_6C+M_{23}C_6$	-	V	E R İ	L	M E M İ Ş		24
17.7	4.50	-	0.79	1280°C/15dk	M_6C	13.3	70.0	2.0	-	24	1.90	
"	"	"	"	1300°C/	$M_6C+M_{23}C_6$	-	V	E R İ	L M	E M İ Ş		"
17.3	4.4	-	0.88	1260°C	M_6C	11.9	72	2.8	-	24	2.22	
"	"	"	"	1280°C	M_6C	11.4	68	2.6	-	26	2.0	
"	"	"	"	1300°C	$M_6C+M_{23}C_6$	11.0	68	2.8	-	28	1.73	"
"	"	"	"	1320°C	$M_6C+M_{23}C_6$	12.2	65	3.1	-	30	1.62	

ÇİZELGE LL1

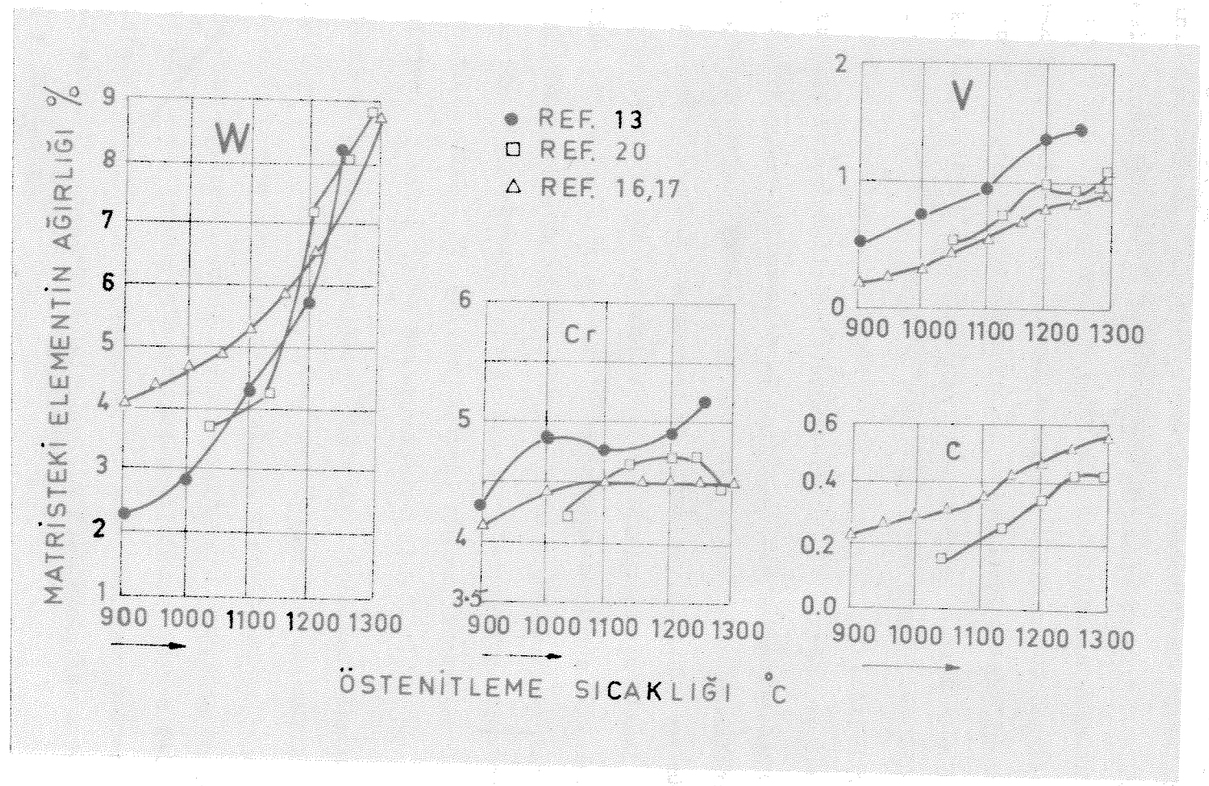
ÇELİĞİN KESİN BİLEŞİMİ				ÖSTENİTLEME İŞLEMİ	KALINTI KARBÜRLER	AĞIRLIK %	ÇÖKELTİNİN BİLEŞİMİ					REF
W	Cr	V	C				W	Cr	V	Fe	C	
9.42	2.59	0.34	0.29	1050°C	M_6C	6.67	65.2	2.5	1.6	Gerisi	1.8	16-19, 28
11.02	4.42	1.97	0.86	1250°C	M_6C+MC	8.5	60.0	4.3	8.5	"	3.9	
8.52	4.54	2.20	0.81	1230°C/20dk	M_6C+MC	4.3	46.0	1.9	11.7	13.6	?	20
V E R İ L M E M İ Ş				1200°C	M_6C	-	-	-	-	-	-	22
8.52	4.54	2.20	0.81	1230°C/10dk	M_6C+MC	4.3	-	-	-	-	-	23
8.5	4.0	2.0	0.92	1240°C	M_6C	7.0	2.8	0.	0.8	-	?	25
9.44	3.75	2.28	0.87	1200°C	M_6C	15.2	7.24	0.81	1.96	4.42	?	26
9.13	4.34	1.55	0.74	1240°C	M_6C	8.4	2.86	0.38	0.36	4.37	?	27
8.68	4.20	2.30	0.87	1240°C	M_6C	6.6	3.14	0.35	0.95	1.80	?	
8.97	4.14	2.16	0.88	1240°C	M_6C	5.1	2.39	0.13	0.84	1.36	?	29
9.40	4.32	2.04	0.90	1230°C	M_6C	-	3.08	0.25	0.92	0.75	?	30
8.46	3.19	0.31	0.31	1250°C	M_6C	-	-	-	-	-	-	31-32

Not: 25.Referanstan itibaren verilen çökelti bileşimleri,bütün çelik bileşimine oranla olan değerleri göstermektedir.

ÇİZELGE IV

ÇELİĞİN KESİN BİLEŞİMİ				ÖSTENİTLEME İŞLEMİ	MATRİSİN BİLEŞİMİ					TOPLAM ÇÖKELTİ.ağ %	KALINTI KARBÜRLER	REF
W	Cr	V	C		Fe	W	Cr	V	C			
18.16	4.13	1.04	0.72	1300°C	85.3	8.6	4.4	1.0	0.5	14.0	M_6C+(MC)	13
17.92	4.23	2.02	0.82	1300°C	85.3	8.0	4.4	1.7	0.5	15.5	M_6C+(MC)	
18.58	4.17	1.00	0.73	1250°C	Gerisi	7.4	4.5	0.9	0.5	16.9	M_6C	16-19
18.79	4.60	1.55	0.77	1250°C/20dk	" "	6.95	4.40	1.10	-	18.4	M_6C	20
11.02	4.42	1.97	0.86	1250°C	Gerisi	6.5	4.4	1.3	0.6	8.5	M_6C+MC	16-19, 28
9.42	2.59	0.34	0.29	1050°C	" "	5.5	2.5	0.3	0.2	6.6	M_6C	
8.52	4.54	2.20	0.81	1230°C/20 dk	" "	6.7	4.56	1.7	-	4.3	M_6C+MC	20

Not: 13.Referanstan itibaren verilen mätris bileşimleri,bütün çelik bileşimine oranla olan değerleri göstermektedir.



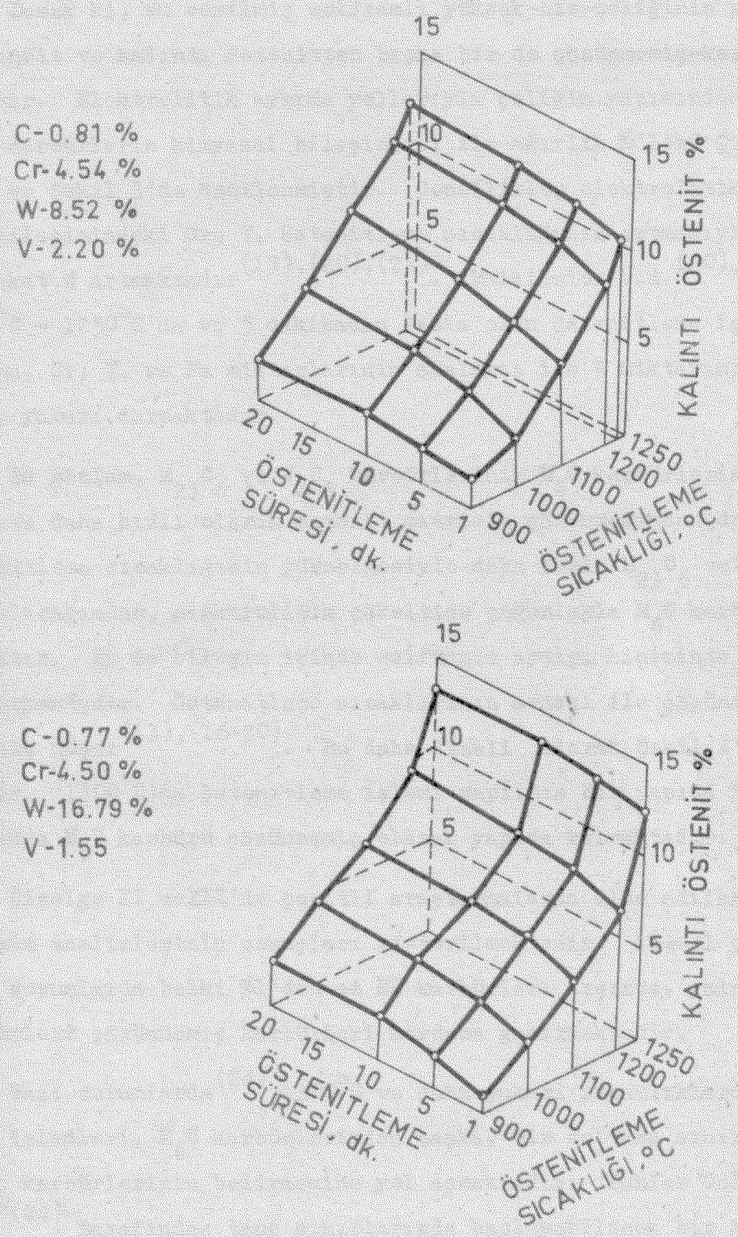
Şekil - 1

Çeşitli alaşım elementlerinin matristeki miktarlarının östenitleme sıcaklığına göre değişimleri

Gerek MC ve $M_{23}C_6$ ve gerekse M_6C tipi karbürlerin çözünmesi, yukarıda belirtilen elementlerin östenit matriste artmasına yol açmaktadır.

Özellikle C-miktarının artması östenit-martensit dönüşüm sıcaklığını, M_B, etkilemektedir. Karbon miktarının artmasının M_B-sıcaklığını düşürdüğü bilinen bir gerçektir. Östenitleme sıcaklığının yükseltilmesi daha fazla karbür çözüp östenitteki karbon miktarını arttıracaktır. Bu nedenle, östenitleme sıcaklığının artması dolaylı olarak M_B-sıcaklığını düşürecek ve M_B-sıcaklığının düşmesiyle de daha az östenit martensite dönüşecektir. Östenitleme sıcaklığının artması ile kalıntı-östenit miktarının arttığı deneysel olarak da gösterilmiştir[23],[30],[33]. Papier, v.d.[34], 1280°C üzerinde yapılan östenitleme işlemlerinin, V-miktarının artmasıyla kalıntı östeniti azalttığını belirtmişlerdir. Leckie-Ewing[35] karbon ve vanadyum miktarlarının arttırılmasının MC karbürlerinin miktarını arttıracağını göstermiştir. Böylece, belirli bir östenitleme sıcaklığında çözünmesi gereken daha çok karbür ve matriste, orantılı olarak daha az karbür çözünmüş olacağından M_B-sıcaklığının yüksek olması beklenebilir. Bu nedenle de Papier[34] v.d.'nin sonuçları beklenen sonuçlardır. Polonya'da Malkiewicz'in yüksek-hız-çeliklerinin östenitlenmesi üzerine uzun süredir yaptığı araştırmalar sonucu, östenitleme sıcaklığı ve süresi ile kalıntı östenit miktarı arasında bir bağıntı kurulmuştur.[23] Şekil 2'de bu özetlenmiştir.

Maksimum martensitik sertliği sağlamak için alaşım elementlerinden maksimum yarar sağlanması gerekir. Östenitleme sıcaklığının arttırılması karbürleri çözündürüp alaşım elementlerinin östenitteki miktarlarını arttırmak amacı ile yapılmaktadır. Yukarıda da görüldüğü gibi östenitleme sıcaklığının arttırılması diğer taraftan kalıntı östenitin miktarını arttırdığından bir ters-etki yaratmaktadır. Yüksek hız-çeliklerinin östenitleme işlemlerinin zorluğunun bir nedeni de burada yatmaktadır.



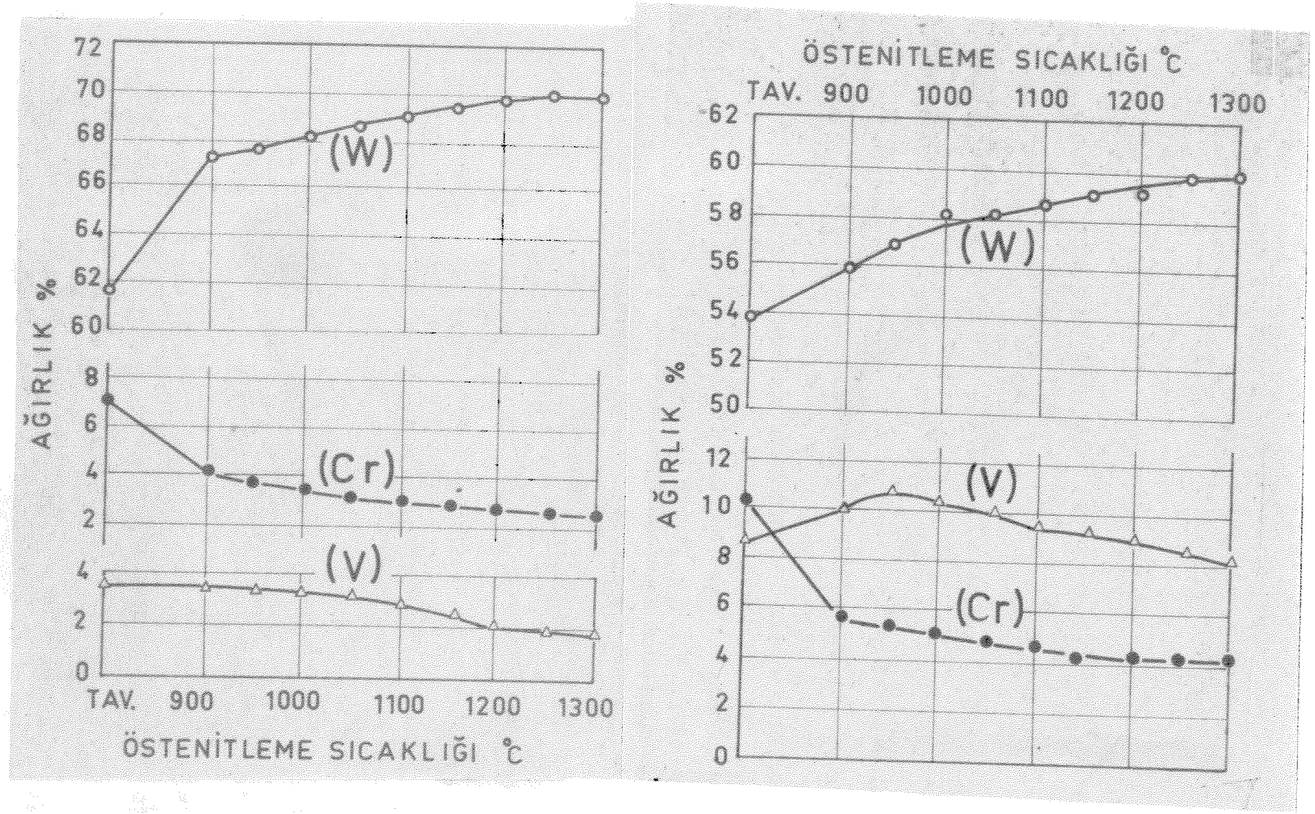
Şekil. 2. (REF. 23)

Demek ki, su verilmiş wolframlı yüksek-hız-çeliğinin yapısında martensit ve kalıntı östenitten başka bir de çözünmemiş-karbürler bulunur. Elektrolitik ayırma yollarıyla çeliğin yapısından çıkartılan karbürlerin kimyasal bileşimleri ile ağırlık %'leri Çizelge II, III, ve Şekil 3'de özetlenmiştir. Genellikle, elektrolitik çökeltinin bileşimindeki Cr, V, östenitleme sıcaklığının artmasıyla azalmakta ve fakat W artmaktadır[17],[20],[23]. Malkiewicz v.d.[20]'ne göre 1200°C - 1250°C'da ve 5 dakikadan fazla olan östenitleme işlemleri sonucu, Cr, V, ve Fe miktarlarının azalması ile W miktarının artması, aşağı yukarı, durmaktadır.

Bu gözlem, $M_{23}C_6$ ve V_4C_3 karbürlerinin M_6C karbürlerinden daha önce ve daha hızlı olarak östenit matriste çözünmesinden doğmaktadır. Östenitleme sıcaklığının yükselmesiyle daha fazla $M_{23}C_6$ ve V_4C_3 çözünmüş olacağından, elektrolitik çökeltide çoğunlukla M_6C karbürü bulunacaktır. Bu da bileşim içinde wolframın artışı biçiminde kendini göstermektedir. Östenitleme sıcaklığının artışı ile çözünmemiş karbür miktarı düşer[13],[16-20]. Bu daha dizeli olarak Şekil 4'de gösterilmiştir. 1300°C'da östenitleme işlemi yapılmış bir yapıda %15-18 arasında M_6C karbürü çözünmemiş olarak yapıda kalmaktadır.

Çizelge II ve III'de çeşitli araştırmalarda elde edilen çökelti bileşim analizlerinin sonuçları gösterilmektedir. 18-4-1 çeliklerinde, bazı durumlarda belki %1'den az MC karbürleri dışında, yalnızca M_6C karbürleri çözünmemiş karbürleri meydana getirmektedir.

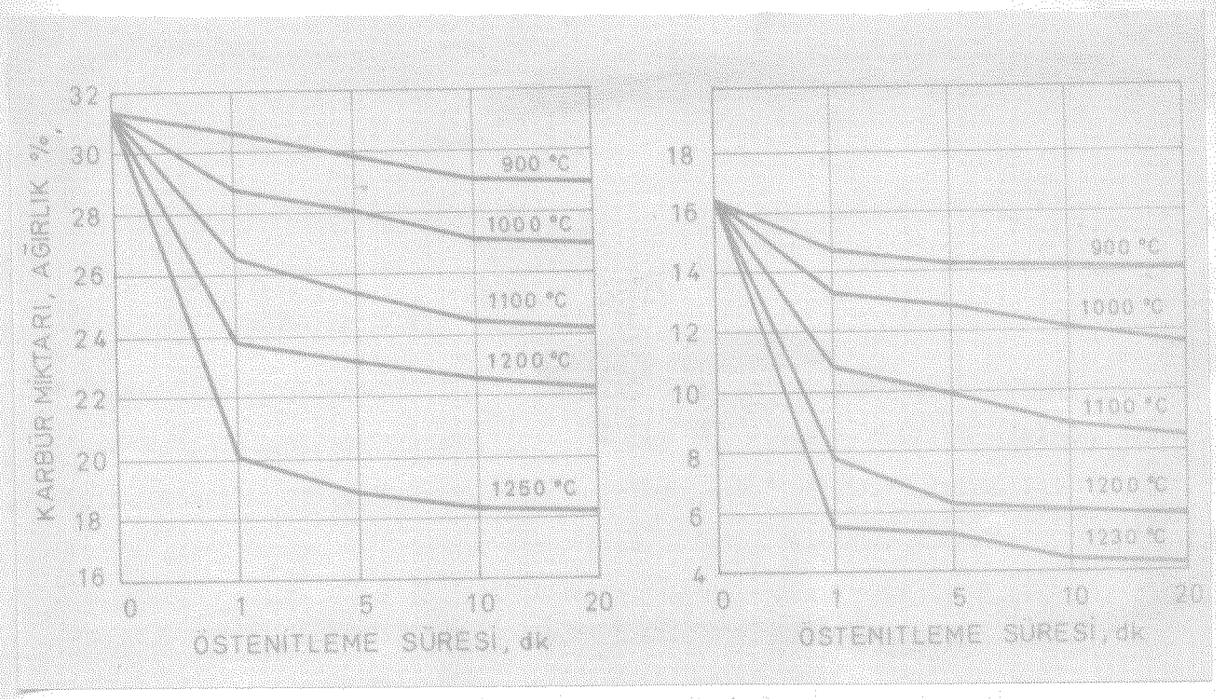
Bazı durumlarda[24] 1300°C ve daha yukarı sıcaklıklarda yapılan ısıl işlemleri, M_6C karbürlerinden başka, bir de tane sınırlarında $M_{23}C_6$ karbürlerinin belirmesine yol açmaktadır. Bunlar Colombier v.d.[24] tarafından tane sınırlarında başlayabilecek bir ergime ile doğan sıvının, soğuma sırasında bir ötektik dönüşüme uğrayarak çökelen karbürler olarak izah edilmektedir. Ötektik tipi dönüşümlere



Şekil - 3

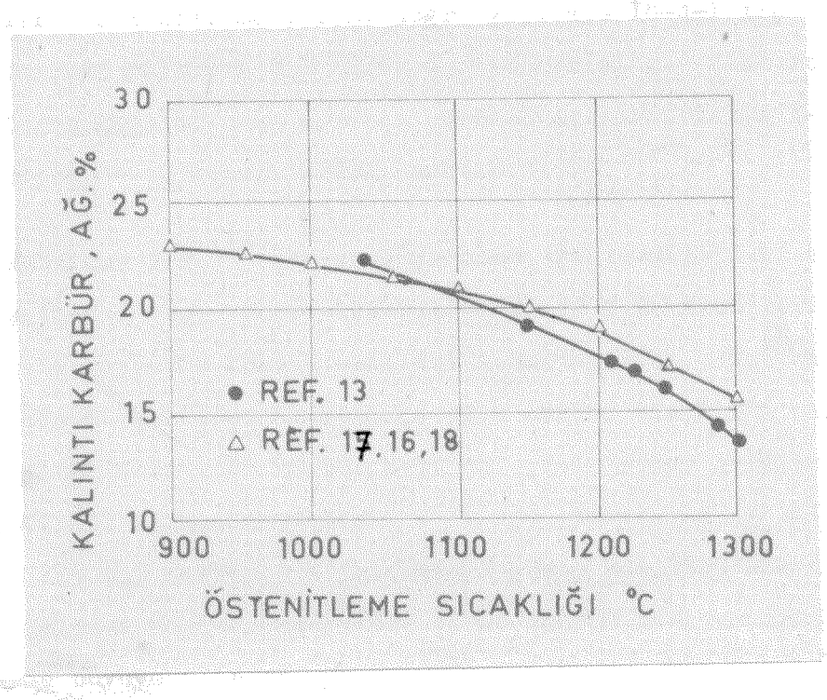
Çeşitli alaşım elementlerinin elektrolitik olarak çelikten ayrılmış karbürlerinde östenitlemme sıcaklığına göre değişimleri -Soldaki

- 15 -



Şekil-4a

Çözünmemiş karbür miktarının östenitleme sıcaklığına ve üstenitleme süresine göre değişimi - Soldaki 18-4-1 ve sağdaki 9 - 4 - 1 için - (Ref. 20).



Şekil - 4b

18 - 4 - 1 tipi yüksek hız çeliklerinde çözünmemiş karbür miktarının östenitleme sıcaklığına göre değişimi.

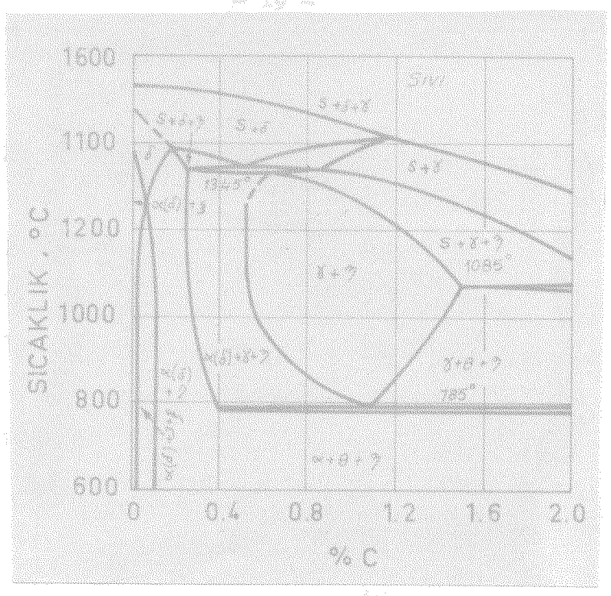
ve bu dönüşümlerin yarattığı tipik yapılara yüksek-hız-çeliklerinde zaman zaman rastlanmaktadır[34].

$M_{23}C_6$ karbürlerinin 9-4-1 tipi çeliklerde tane sınırlarında çökeldiği de bilinmektedir[31],[32]. Bu nedenle Colombier v.d.'nin açıklamaları benimsenebilir.

Şekil 5a ve 5b'den[41],[42] de görüldüğü gibi, yüksek-hız-çeliklerinin östenitleme sıcaklıkları ($\alpha + \gamma + M_6C$) peritektik bölgesinin sınırlarındadır. Yapı içinde homojen olmayarak bazı kısımlarda bir ergime olduğu zaman, bu, soğuma sırasında dengeli şartlar dışında bir ötektik dönüşüme yol açar. Buradaki karbür çökelmesi de $M_{23}C_6$ karbürünü doğurabilir. Mamafih, bu karbürün su verilmiş yapılarda görülmesi, ancak fazla östenitlenmiş veya yanmış yüksek-hız-çeliklerinde mümkündür.

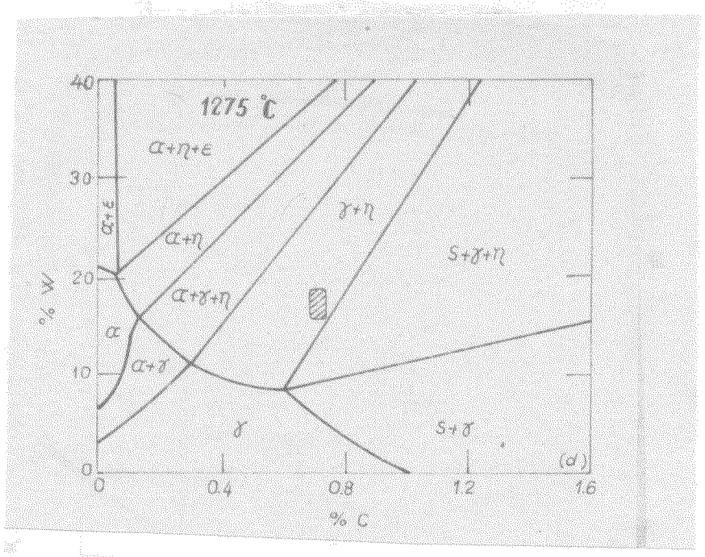
Gerek 18-4-1 ve gerekse 9-4-1 tipi çeliklerde östenitleme işlemi sonucu görülen karbürler çizimsel olarak Şekil 6'da gösterilmektedir. Östenitleme işlemi doğru yapılmış 18-4-1 tipi yüksek-hız-çeliklerinde yalnızca M_6C karbürü görülmektedir. Elektrolitik olarak çeliklerin yapılarından ayrılan çözünmemiş karbürlerin X-ışınları analizleri de bu sonucu doğrulamaktadır.[17],[20],[21],[25],[26],[33],[36],[37].

McHargue v.d.[14]nin araştırmaları göstermiştir ki aşırı-östenitlenmiş 18-4-1 tipi yüksek-hız-çeliklerinde M_6C karbürleri yuvarlaklıklarını kaybedip köşeli şekiller almaktadırlar. M_6C karbürlerinin böyle köşeli şekiller alması, çeliğin ergime sıcaklığı sınırına yakın sıcaklıklarında karbür kristallerinin yüzey gerilimlerindeki değişmelerle açıklanmaktadır[38],[39]. Yüksek sıcaklıklarda östenit-matris ile M_6C karbürleri arasındaki yüzey gerilimi o kadar düşer ki, yuvarlaklaşma yerine, karbürler en az enerji isteyen kristallografik yönlerde büyüyebilirler.



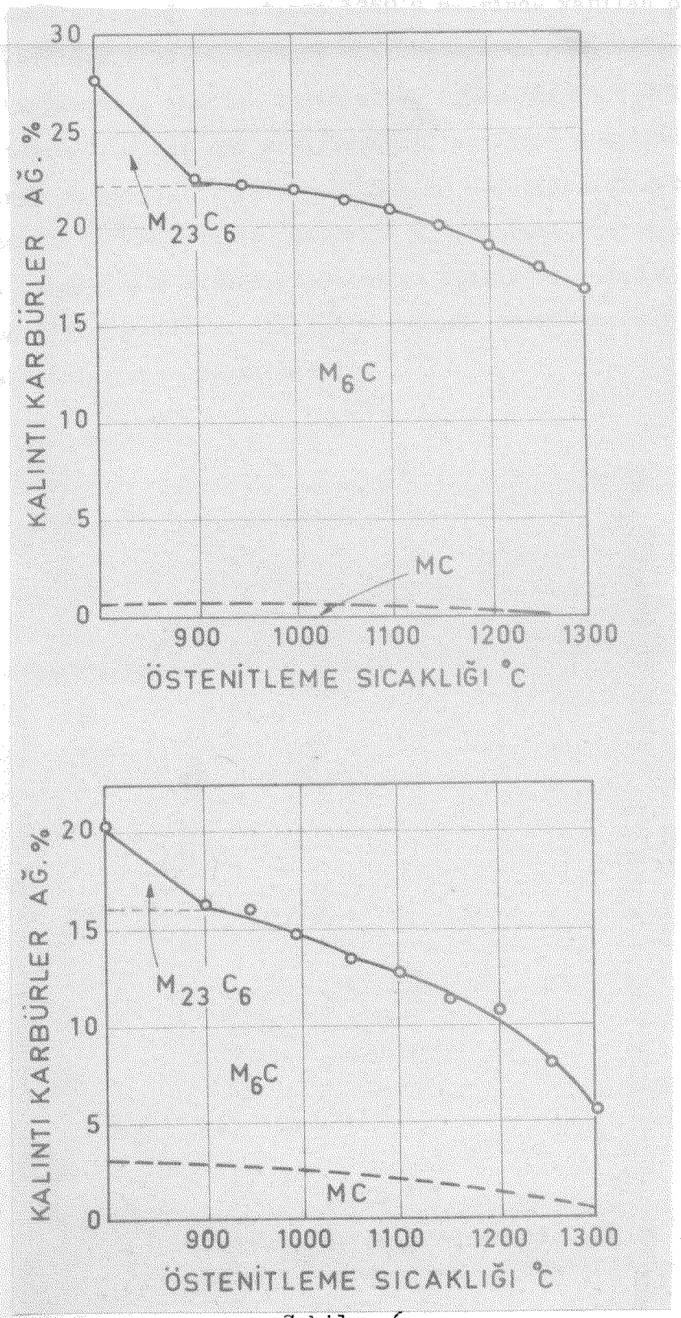
Şekil - 5a

18 - 4 - 1 tipi yüksek hız çeliklerinin denge diyagramı



Şekil - 5b

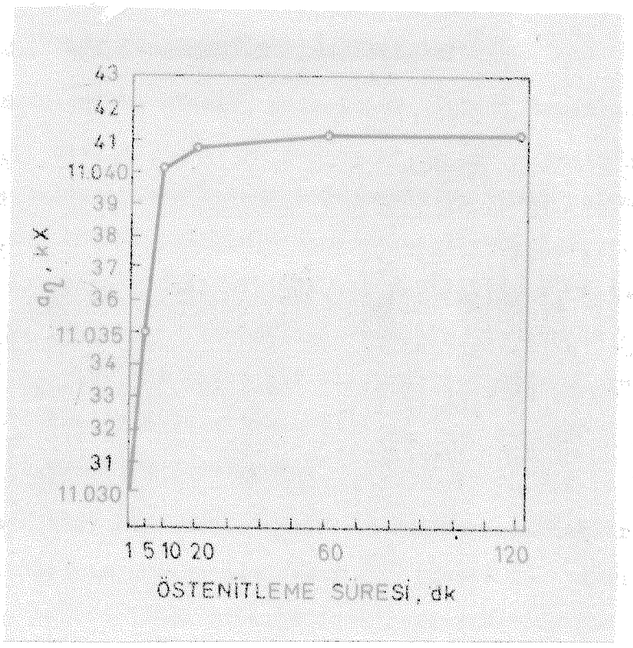
Fe - W - Cr - C sisteminin 1275°C daki denge diyagramı (Ref.42)



Şekil - 6

18 - 4 - 1 (üsteki) ve 9 - 4 - 2 tipi yüksek hız çeliklerinde östenitleme sıcaklığına göre karbür cinsinin değişimi (Ref. 17).

Bojarski[22]nin 18-4-1 ve 9-4-2 tipi su verilmiş yüksek-hız-çelikleriyle yaptığı araştırma 1250°C üzerinde yapılan östenitleme işlemlerinin M_6C karbürlerinde köşeleşmeye ve özellikle 1250°C da 5 dakika üzerinde yapılan östenitleme işlemlerinin M_6C karbürünün kafes parametresinde ani artışlara yol açtığını göstermiştir. 18-4-1 çeliğinde en az 11.027 kX'den 11.041 kX değerine kadar bir artış olmaktadır. 1300°C da 20 dakikalık bir östenitlemeden sonra 11.041 kX değeri dengeli bir duruma girmektedir (Şekil 7). Kafes parametresinin değişimi östenitleme işlemi sırasında matris-karbür alışverişi ile poligonlaşmadan doğmaktadır.



Şekil - 7

M_6C karbürünün kafes parametresinin 1300°C'da östenitleme süresine göre değişimi

Yukarıdaki incelemeden de anlaşılacağı gibi, 18-4-1 tipi yüksek-hız-çeliklerine 1300°C da 1/2 ile 1 saatlik bir östenitleme işlemi uygulanırsa, yapıda normal olarak dengeli duruma geçmiş,fakat çözünmemiş M_6C karbürleri ile bir miktar kalıntı östenit bulunacaktır. Bunlar genellikle martensitik matris içinde serpiştirilmiş bir görüntüde olacaklardır.

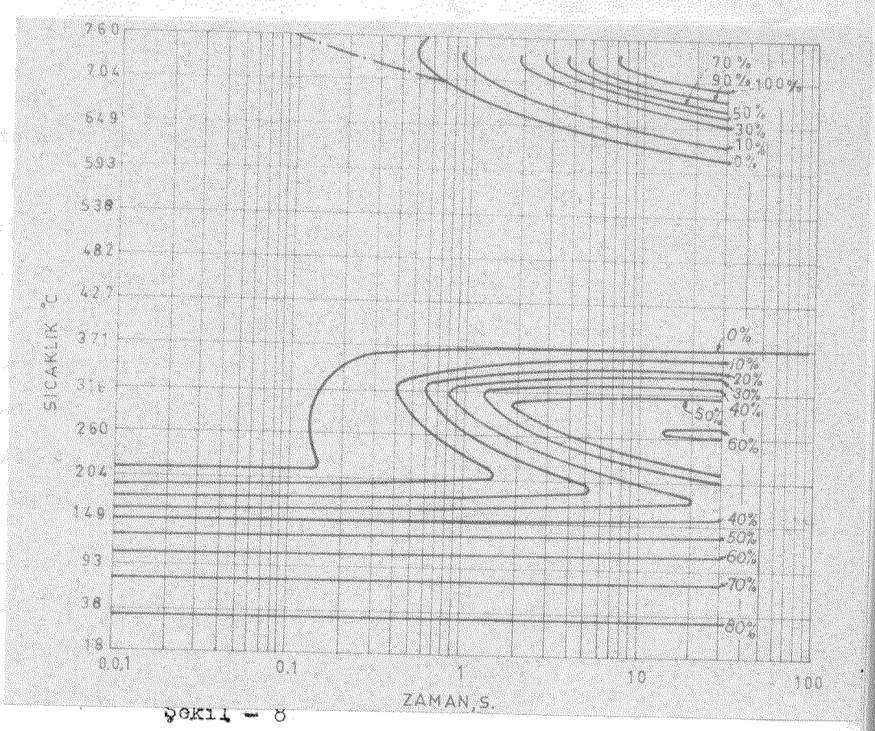
Yüksek-hız-çeliklerinin büyük bir kısmının matris-bileşimi normal östenitleme sıcaklıklarında ayni olduğundan, genellikle, yapılarında değişen yalnızca karbür cinsi ve miktarı olmaktadır.

Yüksek aşınma dayanaklığı öngörülen çeliklere küçük derecede aşırı östenitlenme, ve tokluk-özelliğinin öngörüldüğü çeliklerde de alt-östenitlenme uygulanır.

(c) Su Verme ve Temperleme İşlemleri.

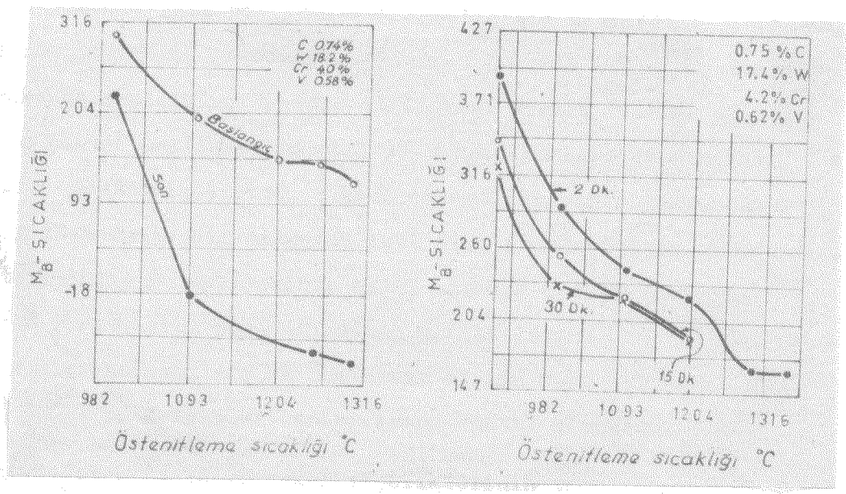
Endüstriyel olarak, östenitleme işlemi tamamlanmış çeliklere ya basınçlı hava altında, ya yağda, ya da 560°C da tutulan sıcak yağ banyosuna daldırılarak havada soğutmayla su verme işlemleri yapılır. Şekil 8'deki 18-4-1 çeliğinin zaman-sıcaklık-dönüşüm, ZSD, diyagramlarından da anlaşılacağı gibi bu tip çeliklerin M_B-sıcaklıkları ~ 200°C ve oda sıcaklığındaki martensitik dönüşüm de %80 civarındadır.[41]. -100°C'a kadar bir sıfır-altı soğutma işlemiyle bu dönüşüm miktarı daha da artırılabilir[43],[44]. Fakat, özel durumlar dışında bu işlem uygulanmaz.

18-4-1 tipi yüksek-hız-çeliklerinin M_B-sıcaklığı bileşimlerindeki karbon miktarının artışı ile düşer[45] (Şekil 8). Ayrıca, bir önceki bölümde de belirtildiği gibi, östenitleme-sıcaklığının artması ile matriste çözünen karbür miktarı artmakta ve böylece matrisin karbon miktarı yükselmektedir. Bu nedenle de östenitleme sıcaklığı artışı dolaylı olarak M_B-sıcaklığını düşürmektedir. Östenitleme süresinin



Şekil - 8

18 - 4 - ZSD diyagramı (Ref. 41).



Şekil - 9a,b.

18 - 4 - 1 tipi yüksek hız çeliklerinde M_B - sıcaklığının östenitleme sıcaklığına ~~[illegible]~~ göre değişimi (Ref.46,47).

etkisi de östenitleme sıcaklığınınki gibi olmaktadır. Bunlar Şekil 9a ve 9b'de daha belirli olarak gösterilmektedir[46],[47]. Buna göre, östenitleme işlemi doğru yapılmış bir 18-4-1 tipi yüksek-hız-çeliği su verilme işlemi ile 200°C civarında martensite dönüşmeye başlayabilir. Oda sıcaklığında su verilmiş bir yüksek-hız-çeliğinin yapısında en az %58[43]den %80' e kadar martensitik matris, %15-30 kadar kalıntı östenit ve %10-15 kadar da çözünmemiş karbürler bulunur. Bu yapıya sahip olan bir çelik çok sert ve kırılgan ve ayrıca termodinamik olarak dengesiz bir durumdadır.

Böyle bir yapı mühendislik uygulamalarında kolaylıkla kullanılamayacağından temperlenir. Temperleme işlemi ile çeliğin yapısındaki iç gerilimler ve kırılganlık, sertliğini çok değiştirmeden, giderilebilir. Ayni zamanda yapı dengeli bir duruma girmiş olur.

Yüksek-hız-çeliklerinin temperlenmesi, endüstriyel olarak genellikle 550°C-600°C arasındaki sıcaklıklarda yapılır. Bu sıcaklıklardaki bir temperleme bu çeliklerdeki ikinci sertleşme olayını doğurur. Böylece, temperlenmiş bir yüksek-hız-çeliğinin sertliği hemen hemen su verilmiş durumdaki sertliğe eşittir. Roberts v.d.[48] temperlemenin mekanik özellikler üzerine etkilerini dizeli olarak araştırmışlar ve ikinci sertleşmenin çeşitli temperlemelere göre nasıl değiştiğini göstermişlerdir. Yüksek-hız-çeliklerinin temperlenmeleri 50 yıldan fazla bir zamandan beri araştırmalara konu olmaktadır. Bu araştırmaların en eskilerinde özgül ağırlık değişmelerinden[52] manyetik ve elektriksel özelliklerinin değişmelerine[53],[54] kadar çeşitli yollar kullanılmış ve bunlardan alınan sonuçlar metallografik[53],[55] ve X-ışınları sonuçlarına destek olmuştur.

Koh ve Cohen[49]in yüksek-hız-çeliklerinin temperlenmeleri üzerine yaptıkları çalışmalardan sonra bu çeliklerin temperlenmelerini dört bölüme ayırmak adet olmuştur. Sonradan yapılan araştırmalarda bu yönde sonuçlar vermiştir[50],[51]. Bu temperleme bölümleri farklı

faz dönüşümlerini temsil etmekle beraber sıcaklık sınırları birbirlerinden kesin bir şekilde ayrılmamıştır.

Temperlemenin birinci bölümü 250°C'dan aşağı olan temperleme işlemlerini kapsar. Bu bölümde kalıntı östenit ile çözünmemiş karbürler dönüşüme uğramazlar. Martensit ise tetragonelliğini yavaş yavaş kaybeder ve kübik matrisin doğmasıyla birlikte ε-karbür çökelir. Bu karbür dengesiz ve geçici bir karbür olduğundan daha yüksek sıcaklıklarda matriste çözünüp yerini sementite bırakır.

Bu bölümün daha yüksek sıcaklıklarında, ε-karbür matriste çözünürken sementit çökelmeye başlar. Sementitin 260°C gibi düşük sıcaklıklarda çökeldiği çok eskiden beri bilinmektedir[56]. Bu karbür çökelmeleri ile birlikte martensitik matris tetragonalliğini kaybeder ve kübik bir kristal yapı kazanır. Her iki olay da yapının yumuşamasına yol açar. Cohen ve Koh[49]un klâsik çalışmalarındaki bölümlere göre birinci bölümde kalıntı östenit dönüşüme uğramaz.

İkinci bölüm ise 400°C ile 565°C sıcaklıkları arasında oluşur ve bu bölümde sementit yavaş yavaş matriste çözelirken, bu bölümün üst sınırına yakın sıcaklıklarda metal karbürlerinin çökelmesi ile bir çökelim-sertleşmesi başlar. Bu, ikinci-sertleşme olayının başlangıcıdır.

Üçüncü bölüm, ikinci bölümün son kısımlarındaki oluşumlara paralel olarak başlar ve kalıntı östenitin dönüşümünü içine alır. Her ne kadar bu östenitte bir karbür çökelmesi başlarsa da, genellikle, kalıntı östenitin temperleme sonundaki soğuma sırasında martensite dönüşümünü kapsar. Bu Cohen ve Koh[49]un, başkalarının çalışmalarına da[57-60] dayanarak vardığı bir sonuçtur.

Dördüncü bölümde sementit çözünümünü tamamladığı gibi, M_2C tipi karbürler de çözünmeye başlar. Ayni zamanda $M_{23}C_6$ ve M_6C tipi

karbürler çökelebilirler. Bu bölüm ikinci sertleşmeyi izleyen yumuşamaya yol açar.

Cohen ve Koh, ikinci sertleşmenin temperlemenin ikinci ve üçüncü bölümlerinde oluşan faz-dönüşümleri ile ortaya çıktığına inanmışlardı. Hoyle[6] buna karşı çıkarak ikinci sertleşmenin hiç bir şekilde kalıntı östenitin dönüşümü ile ilgili olmadığını savundu. Son gelişmelerin tartışmasını biraz daha sonraya bırakarak, yüksek-hız-çeliklerinin temperlenmeleri üzerine yapılmış genel yayınlara burada değinebiliriz:

Cope[61], yüksek-hız-çeliklerinin temperlenmelerinin genel prensiplerini, Gordon v.d.[62] temperleme özellikleri ile suverilme işlemi sıcaklığı arasındaki bağıntıyı, Iouchkewitch[63] ve Geller[64] yüksek-hız-çeliklerinin temperlenmelerindeki dönüşümleri, Powers ve Libsch[65] yüksek-hız-çeliğinin temperlenme işleminin hızlandırılmasını kapsayan yayınlar yapmışlardır.

Yüksek-hız-çeliklerinin temperlenmeleri olayı yalnız faz dönüşümleri bakımından incelendiğinde, genellikle, iki ana nokta üzerinde durulabilir: Şöyle ki, bir taraftan martensitik matrisin tetragonalliğini kaybedip kübik duruma dönmesi ile birlikte karbürler matriste çökelirler ve diğer taraftan kalıntı östenit dönüşerek yeni karbürlerin doğmasına yol açar.

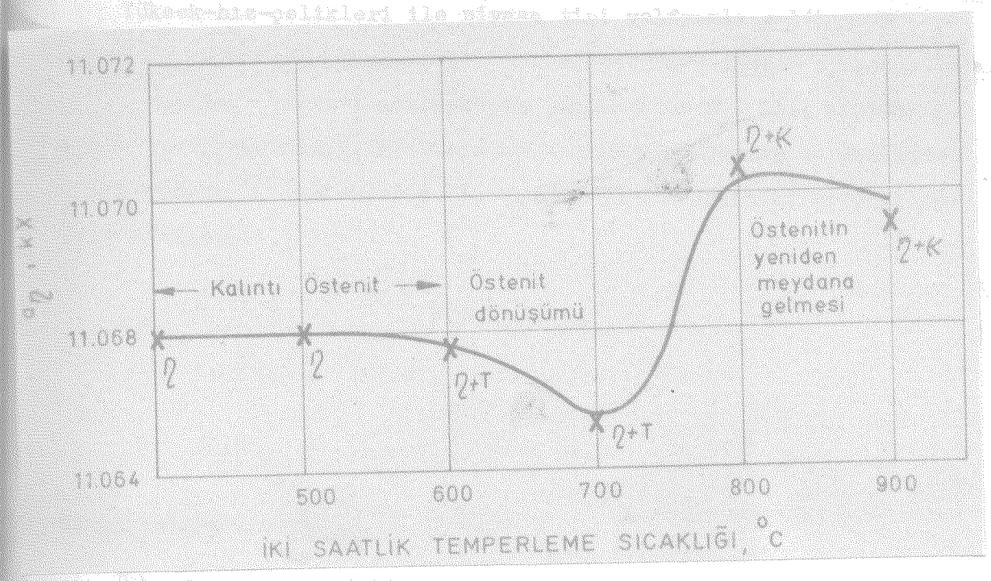
Gerek volframlı yüksek-hız-çeliklerinin ve gerekse volframlı diğer çeliklerin temperlenmeleri alanındaki modern çalışmalar, elektrik direnci[66], dilatometre[34],(66)-(68), diferansiyel ısısal analiz[34],(67), X-ışınları[15]-(19),(23),(28),(30),(69)-(75) elektron-probe X-ışınları analizi[76], elektron mikroskobu replika metodu[36],(68),(75),(77),(78), ve elektron mikroskobu ince-varak tekniği[68],(79) ile yapılmışlardır.

İkinci sertlik olayından önce çökelen karbürün M_3C olduğu bilinen bir gerçektir.[16],(17),(23),(28),(68),(69),(71),(73),(78-82).

Hattâ, düşük sıcaklıklarda, sementitten önce ε-karbürün çökeldiği de gösterilmiştir[80-81]

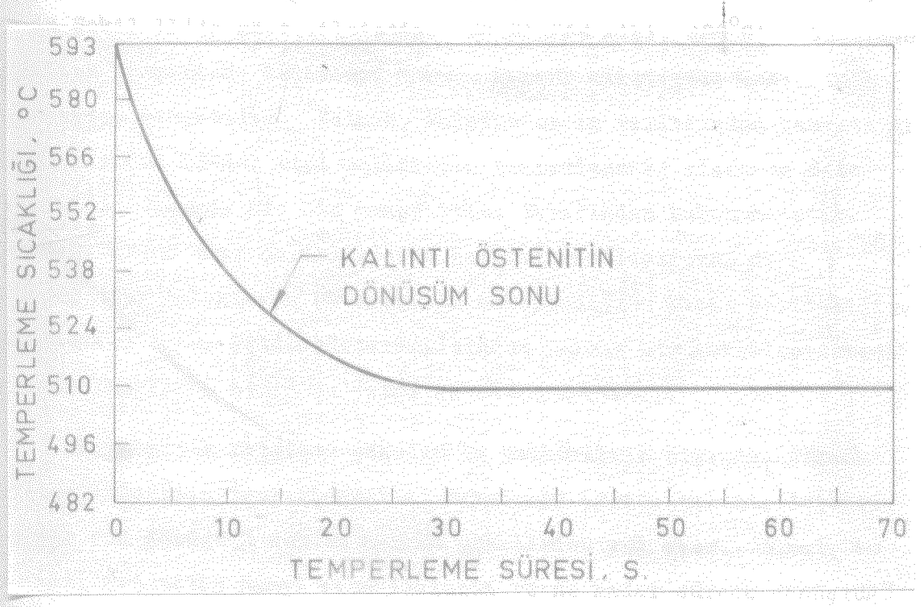
İkinci sertleşme olayının görüldüğü sıcaklıkların çok üstlerine kadar çözünmemiş (kalıntı) M_6C karbürlerinde bir değişiklik olmaz. Temperleme sırasında çökelen karbürler genellikle elektrolitik olarak ayrılıp X-ışınları analizi ile bulunduğundan, M_6C karbürlerinin diğer karbürlerden çokluğu nedeniyle hangi karbürlerin çökeldiğini bulmakta zorluklar çıkabilir[34]. Fakat, ayırımlı ve özel tekniklerle yapılan analizlerden daha kesin sonuçlar alınabilir. Kuo'nun volframlı çelikler[70] ile volframlı yüksek-hız-çeliklerinin[71],[72] temperlenmeleri üzerinde yaptığı araştırmaları göstermiştir ki ikinci sertleşme M_2C tipi karbürlerin çökelimi ile çok yakından ilgilidir. Kuo'nun sonuçları Sato v.d.[16],[17],[28],[82], ve Johnson[51] tarafından da bulunmuştur. Benzer sonuçlar düşük volframlı çeliklerde de alınmîştır.[75] M_2C karbürü yalnız 650°C civarındaki temperleme işlemlerinden sonra görülebilmekte[17],[28],[71],[72] fakat bu sıcaklıklardan çok daha aşağılarda çökeldiği kabul edilmektedir. Johnson[51] 535°C'da 50 saat ve 600°C'da 10 saatte bu karbürün çökeldiğini göstermiştir.

Goldschmidt[74] M_2C tipi bir karbür değil de, onun M_6C ve $M_{23}C_6$ arasında (T)-karbürü diye adlandırdığı bir geçici karbür bulduğunu ve bu karbürün yüksek-hız-çeliklerindeki ikinci sertleşmeye yol açtığını ileri sürmüştür. Goldschmidt'in çalışmasının sonuçları çizimsel olarak Şekil 10'da gösterilmiştir. Fakat, benzer bir buluş başka hiçbir araştırmacı tarafından bildirilmemiştir. Büyük bir ihtimalle de (T) geçici karbürü M_2C karbürüdür. Bu karbür ancak belli bir büyüklüğe eriştikten sonra çelikten elektrolitik yolla ayrılabildiğinden ikinci sertleşmenin maksimum değerine eriştiği noktada bir türlü X-ışınları tarafından tanınamamaktadır.



Şekil - 10

18 - 4 - 1 tipi yüksek hız çeliklerinin temperlenmeleri sırasında oluşan faz dönüşümleri - GOLDSCHMİDT'e göre (Ref. 74).



Şekil - 12

18 - 4 - 1 tipi yüksek hız çeliklerinde kalıntı östenitin dönüşümü (Ref. 4).

Yüksek-hız-çelikleri ile piyasa tipi volframlı çeliklerin dışında Fe-W-C üçlü alaşımları[79] ile Fe-W-Cr-C dörtlü alaşımlarında[68] yapılan elektron mikroskopik incelemeler M_2C tipi karbürün ikinci sertleşme sıcaklıklarında çökeldiğini göstermiş ve Davenport ve Honeycombe[79] α-matris ile W_2C karbürü arasındaki kristallografik bağıntıyı

$$(011)_\alpha \;//\; (00.1)_{W_2C}$$

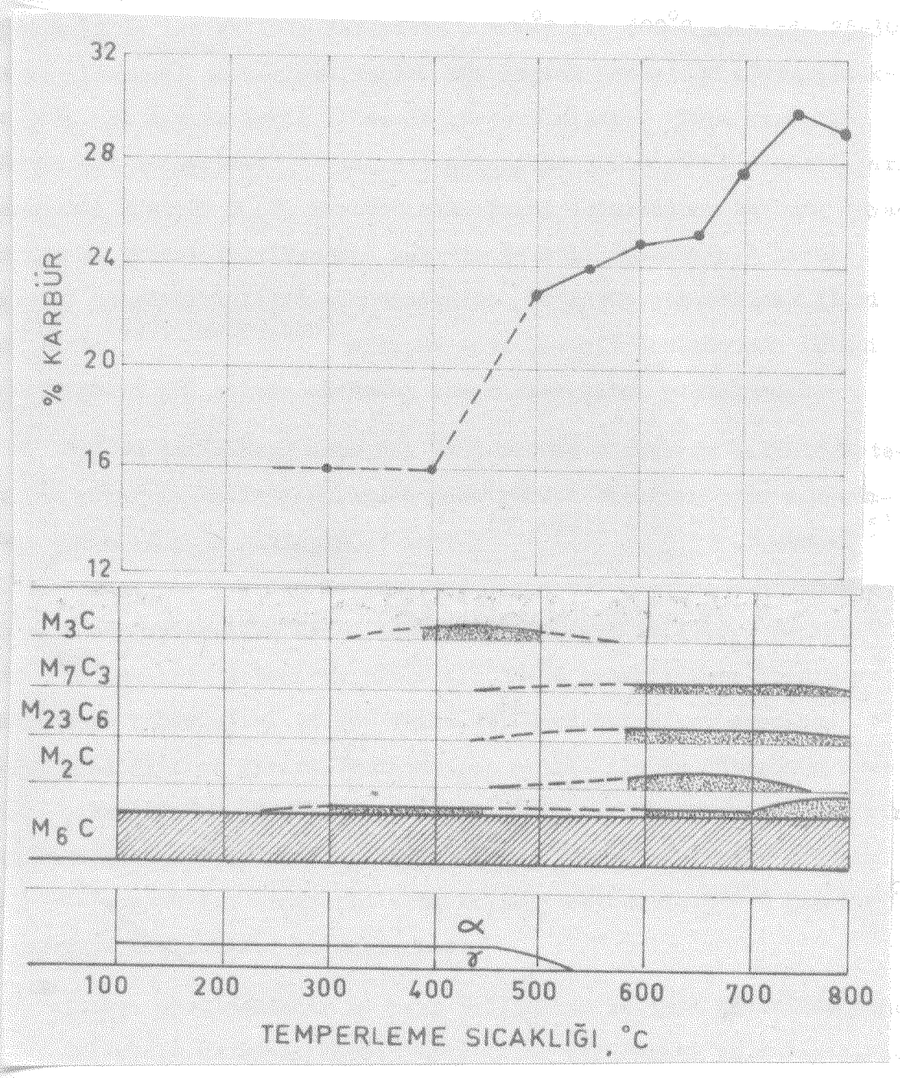
$$(01\bar{1})_\alpha \;//\; (\bar{1}1.0)_{W_2C}$$

$$(100)_\alpha \;//\; (2\bar{1}.0)_{W_2C}$$

olarak vermişlerdir.

Daha yukarı sıcaklıklardaki temperlemeler ise M_2C karbürü ile birlikte $M_{23}C_6$ ve M_6C tipi karbürlerinde çökelmesine yol açar. 18-4-1 tipi çeliklerin temperlenmeleri sırasında çökelen karbürler ile relatif miktarları Malkiewicz'in çalışmalarından[23] alınmış olan Şekil 11'de gösterilmiştir. Görüldüğü gibi, 400°C'ın üzerinde yapılan temperleme işlemleri sonucu karbür miktarında kesinlikle bir artma olmaktadır. Yalnız, Malkiewicz'in varlığından bahsettiği M_7C_3 karbürü 18-4-1 tipi çeliklerin temperlenmesi alanında Sato v.d.[17] dışında hiç bir araştırmacı tarafından bulunmamıştır. 11-4-2, 9-4-1 tipi çeliklerde bu karbüre rastlanıyorsa da[23],[28],[30] 18-4-1 tipi çeliklerde bu karbürün çökelmediğine karar verilebilir. Malkiewicz'in de delil göstermeyişinden yalnız bir genelleştirmede kullanılmasından ötürü bu yargı kuvvetlenmektedir.

Martensitik matriste çökelen bu karbürlerin dışında, yüksek-hız-çeliklerinin temperlenmeleri sırasında ayrıca kalıntı östenit de bir faz dönüşümü sonucu karbür çökelimine yol açar. Fakat, bu kalıntı östenitin hangi sıcaklıklarda ve ne kadar sürede dönüştüğü üzerinde birbirinin zıttı iddialar ortaya atılmıştır. Şekil 8'de



Şekil - 11

18 - 4 - 1 tipi yüksek hız çeliklerinin temperlenmeleri sırasında çökelen karbürler - MALKIŚWICZ'e göre (Ref. 23).

görülen SZD-diyagramı Gordon v.d.[41]nin çalışmalarından alınmıştır. Bu diyagram isotermal dönüşümler sonucu elde edildiğinden temperlenmeye ne derece kesinlikle uygulanabileceği şüphelidir. Cohen ve Gordon[40]nun metalografik çalışmaları sonucu elde edilen Şekil 12'de ise kalıntı östenitin 500°C ile 600°C arasında 25-30 saat altındaki temperleme sonucu tüm olarak dönüştüğü gösterilmektedir. Bu ayrıca Şekil 11'de de gösterilmiştir. Buna karşılık, White and Honeycombe[77] kalıntı östenitin 300 — 400°C sıcaklıkları arasında dönüşüp $M_{23}C_6$ karbürü çökelimini doğurduğunu ve buna dayanarak ta ikinci sertleşmenin kalıntı östenit dönüşümüyle hiçbir ilgisi olmadığını ileri sürmüşlerdir. Bu görüş çok eskiden ileri sürülmüş[49],[52-55],[83] olan kalıntı östenit dönüşümünün ikinci sertleşmeye yol açtığı görüşüne tüm olarak karşı çıkmaktadır.

Modern çalışmalar arasında temperlenme sırasında kalıntı östenitin yukarıda belirtilenlerden daha yüksek sıcaklıklarda dönüşümünü tamamladığını belirtenler vardır[5],[67],[68],[84]. Michel[5] 18-4-1 tipi bir çelikte kalıntı östenitin 620°C'da 48 saatlik bir temperleme işleminden sonra tamamlandığını söylemiştir. Papier v.d.[67] kalıntı östenitin 520°C ile 550°C sıcaklıkları arasında dönüşmeye başladığını ve 650°C ile 700°C sıcaklıkları arasında tamamlandığını ve ayrıca V-miktarının artışı ile bu dönüşümün başlama sıcaklığının düştüğünü ve fakat bitiş sıcaklığının yükseldiğini belirtmiştir. Colombier ve Lêvêque[68], Fe-W-Cr-C dörtlü alaşımlarıyla yaptıkları araştırmalarda kalıntı östenitin 550°C üzerinde dönüşmeye başladığını bulmuşlardır.

Açıkça görülmektedir ki bazı çalışmalar kalıntı östenitin dönüşme nitelikleri üzerinde karşıt iddialarda bulunmakta ve dolayısiyle de bu faz dönüşümünün ikinci sertleşmede oynadığı rol kesinlikle bilinememektedir.

İkinci sertleşme maksimumundan sonra çökelen karbürlere ve bunlar arasındaki dönüşümlere gelince: Goldschmidt'e[74] göre 700°C üzerindeki sıcaklıklarda $M_{23}C_6$ karbürü ile yeni çökelmiş M_6C görülmektedir. Bilhassa, $M_{23}C_6$'ın çökelimi kalıntı östenitin dönüşmesiyle ilgili olarak ikinci sertleşmede geçmektedir. Kuo[70],[71] ise ikinci sertleşmenin doğrudan doğruya martensitik matriste çökelen M_2C karbürlerinden doğduğunu savunmuştur. White ve Honeycombe[77] ise $M_{23}C_6$ karbürünün 300°C ile 400°C arasında kalıntı östenitin çözünmesi ile çökeldiğini söylemişlerdir. Bundan ötürü de kalıntı östenit dönüşümünün hiçbir şekilde ikinci sertleşmeye yol açamayacağını ve ikinci sertleşmeyi martensitik matrisin içinde çökelen $M_{23}C_6$ karbürlerinin doğurduğunu iddia etmişlerdir. Papier v.d.[67] çok az miktarda da olsa $M_{23}C_6$ karbürünün 700°C ile 820°C arasında temperlenmiş yapılarda görüldüğünü belirtmişlerdir. 18-4-1 tipi çelikler üzerine yukarıda belirtilenlerin dışında Sato v.d.[17] $M_{23}C_6$ karbürünü yalnız 800°C'da temperleme sonunda bulmuş ve Malkiewicz[23] de bu karbürün 550°C üzerindeki sıcaklıklarda çökeldiğini belirtmiştir. 18-4-1 tipinde M_7C_3 tipi karbürün çökeldiğini (700°C-750°C) yalnız Sato v.d.[17] iddia etmişler ve bu başka hiçbir araştırmacı tarafından bulunamamıştır. Fe-W-Cr-C dörtlü alaşımlarında $M_{23}C_6$ 600°C'ın üzerindeki sıcaklıklarda görülmüştür.

9-4-2 ve 12-4-2 tipi çeliklerde ise 580°C temperleme işleminden sonra $M_{23}C_6$ ile birlikte M_7C_3 karbürünün çöktüğü belirtilmiş[30] ve ayrıca Malkiewicz[23] tarafından da benzer sonuçlar alınmıştır. Fakat, bu tip çeliklerle çalışan Sato v.d.[23],[81] M_7C_3 karbürünü bulmamışlardır.

Malkiewicz v.d.[20] tavlanmış 18-4-1 tipi çeliklerde yalnız M_6C ve $M_{23}C_6$ bulmalarına rağmen tavlanmış 9-4-2 tipi çeliklerde ayrıca M_7C_3 karbürünü de bulmuşlardır. Kayser ve Cohen[13] klâsik çalışmalarında, tavlanmış 18-4-1 tipi çeliklerde $M_{23}C_6$ karbürünü

bulmuşlar fakat M_7C_3 karbürünü görememişlerdir. Tavlanmış 18-4-1 tipi çeliklerde $M_{23}C_6$ bulup M_7C_3 bulamıyan bir diğer araştırıcı da Omsen[85]dir.

M_7C_3 tipi karbür bir krom-karbürü olduğundan çökelmesi için $\frac{Cr}{W}$ oranının muhtemelen yüksek olması gerekmektedir. Nitekim, bu karbürün 18-4-1'den çok 9-4-1 tipi çeliklerde görülmesi bu ihtimali kuvvetlendirmektedir. Ayrıca, bu karbürün bir 14.27% Cr, 2.77% W ve 1.91% C çeliğinde de bulunması[81] bu görüşü doğrulamaktadır.

Tavlanmış 18-4-1[13] ve 9-4-1[30] tipi çeliklerde V_4C_3 karbürünün varlığı bildirilmiştir. Chodorowski v.d.[30] 12-4-2 ve 9-4-2 tipindeki temperlenmiş çeliklerde 580°C da MC karbürlerini bulmuşlardır. Benzer sonuçlar Malkiewicz[23] tarafından da 600°C üzerinde elde edilmiştir. Sato v.d.[28] de 650°C üzerinde 1 saat temperlenme ya da 550°C'da 100 saat temperlenmeden sonra bir 9-4-1 tipi çeliğinde bu karbürü bulmuşlardır.

Bu karbürün 18-4-1 tipi temperlenmiş çeliklerde de 650°C üzerinde çökeldiği belirtilmişse de[17],[23],[71],[74] bunun miktarının çok az oluşu bu karbürün bu çeliklerde çökelimi hakkında süpheler doğmasına yol açmıştır[67]. İçinde vanadyum bulunan çeliklerde çok az da olsa, V_4C_3 çökelebileceği kolayca kabul edilebilir.

Temperleme işlemi sırasında en son çökelen karbürler yeni M_6C karbürleridir.[17],[23],[74]. 600°C üzerindeki sıcaklıklarda başlıyan M_6C çökelimi genellikle martensit-tane sınırlarında olmaktadır. Fe-W-C[79] ve Fe-W-Cr-C[68] alaşımlarda bunun böyle olduğu gösterildiğinden yüksek-hız-çeliklerinde de benzer biçimde olabilir.

Yukarıda özeti çıkarılan volframlı yüksek-hız-çeliklerinin temperlenmesi üzerine yapılan bilimsel araştırmalardan şu genel sonuçlar çıkarılabilir: Aşağı sıcaklıklardaki temperleme işlemleri

önce ε -karbürünün ve sonra da sementitin martensitik yapıda çökelmesine yol açmaktadır. ε -karbür 300°C üzerindeki sıcaklıklarda çökelmez; sementit ise 600°C'a kadar yapıda çökelebilir[23],[28],[68].

Yaklaşık olarak 500°C ve üzerindeki sıcaklıklarda yapılan temperleme işlemleri ile martensitik matriste diğer metal karbürleri çökelirler. Önce çökelen W_2C karbürüdür. Bu, Colombier ve Lévêque'e[68] göre ya sementitten doğrudan doğruya (in situ), ya da matriste diskolasyonlar üzerinde çökelebilir. Belki ayni zamanda ya da biraz daha yüksekteki sıcaklıklarda kalıntı östenit dönüşerek $M_{23}C_6$ karbürlerinin çökelimini başlatır. Bazı araştırmacılar bu sırada V_4C_3 çökelimi bile olabileceğine değinmişlerdir[84]. Ne var ki bu yargının tutunabilmesi için daha kesin delillere ihtiyaç vardır.

Düşük volframlı ve yüksek kromlu çeliklerde martensitik matriste M_7C_3 karbürü de çökebilirse de yüksek volframlı yüksek-hız-çeliklerinde bu karbürün çökeldiği çok şüphelidir. Yalnız, 650°C ve üzerindeki sıcaklıklarda martensitik matriste (bu sıcaklıkta martensit tabiidir ki kübik bir yapıya dönüşmüştür) ayrıca $M_{23}C_6$ ile yeni M_6C karbürleri çökelirler.

Krainer ve Mitsche'nin[86] ortaya attığına göre yüksek-hız-çeliklerinde vanadyum ancak 1% ile 2% arasında olduğunda V_4C_3 çökelmektedir. Standard yüksek-hız-çeliklerinde bu karbür çökelse bile miktar bakımından çok az olduğundan[67] ikinci sertliğe hiçbir etkisi yoktur. Yalnız bu karbürün varlığı belki M_6C karbürlerinin çökelmesinde çökelme yeri ödevini görmekte ve bir in situ dönüşümünü sağlamaktadır.[87]

İkinci sertleşme, hem M_2C karbürünün martensitik matriste çökelimine ve hem de kalıntı östenitin dönüşüp $M_{23}C_6$ karbürünün çökelimine bağlamaktadır. He ne kadar bu konuda karşıt iddialar varsa da

Colombier ve Lêvêque'in de[68] itiraf ettikleri gibi hangisinin ne derece ve önemle ikinci sertleşmeyi etkilediği kesinlikle bilinmemektedir.

Bir fikir verebilmek amacıyla martensitik matristeki karbür çökelimleri şöylece sıralanabilir :

$$M_3C \longrightarrow M_2C \longrightarrow M_{23}C + M_6C$$

(d) Araştırma Metodları Üzerine.

Yüksek-hız-çelikleriyle yapılan araştırmalar, özellikle yapılarında bulunan karbürleri ayırdetmek ve böylece faz-dönüşümlerini belirlemek amacıyla, metalografik analizlerin birçoklarının kullanılması zorunluğunu doğurmaktadır. Bu çelikler üzerine yapılan araştırmalar, aşağıda da açıklanacağı gibi, ayırımlı-dağlama'dan elektrolitik karbür ayırma'ya, x-ışınlarından elektron-mikroskobik metotlara kadar birçoklarının kullanılmasına yol açmıştır. Bunlardan önemli olan birkaçına aşağıda değinilmektedir.

1. Ayırımlı Dağlama : Bu metot ile bir metalin yapısındaki çeşitli fazları birbirinden ayırmak mümkün olabilmektedir. Şöyle ki, uygun dağlayıcılar seçerek belirli bazı faz veya fazlar diğerlerine nazaran ayırımlı olarak dağlanır. Yapı daha sonra metalografik olarak mikroskop altında incelendiğinde hangi fazların var olup olmadığı söylenebilir.

Yüksek-hız-çeliklerinde bu metodu ilk uygulayan Blickwede[88][89] olmuştur. Genel yönleriyle bu metod yüksek-hız-çeliğinin yapısında bulunabilecek karbürleri etkileyecek dağlayıcılara dayanmaktadır. Bu dağlayıcılar iki çeşittir: (1) $KMnO_4$ ile doyurulmuş % 4'lük NaOH ve (2) % 1'lik kromik asit. Birinci dağlayıcı taze olarak hazırlanıp kullanıldığında 5 saniyelik bir dağlama sonucu M_6C tipi karbürlerin

renkleri iyice koyulaştığı halde diğer fazlar etkilenmemektedirler. Diğer taraftan ikinci dağlayıcı ise ancak eletrolitik dağlama metodu olarak etkili olmaktadır. Genellikle numuneler 3 volt altında 3 ile 5 saniyede elektrolitik olarak dağlandığında yalnız MC tipi karbürlerin rengi koyu griye ya da siyaha dönmektedir. Bütün karbürler %5-10'luk Nital tarafından dağlandığından çeşitli karbürlerin varlığı gösterilmekte ve birbirinden ayırtedilebilinmektedir. Bu metod birçok araştırmacı tarafından uygulanmıştır[13],[14],[24],[35],[90]. Schrader ve Rose[91] da şunu sağlık vermektedirler: 25 gr NaOH, 75 ml. damıtık su ve 2 gr pikrik asiti 30 dakikada bir su banyosunda çözerek hazırlanacak alkali sodyum pikrat ayıracı ile 50°C da 10 dakikalık bir dağlama M_6C karbürlerini koyulaştırdığı halde MC karbürlerini etkilememektedir.

Dağlayıcı ayıraçlar arasında bu alanda en yeni olanının bileşimi Beraha[92] tarafından verilmiştir. Bu ayıraç, 0.6 cm^3 HCl-100 cm^3 damıtık su karışımının 100 cm^3'üne, uygulamadan önce, 1 grm potasyum metabisülfit ($K_2S_2O_5$) eklenerek hazırlanır. Oda sıcaklığında yapılacak 1/2 dakikalık bir dağlama sonucu martensit, beynit ve ferrit dağlanıp renklendiği halde, karbürler renksiz kalmaktadır.

2. <u>Elektrolitik Karbür Ayırma:</u> Bu metot elektrik akım şiddetini ya da uygulanan voltajı ayarlıyarak matrisi bir elektrolit içinde çözüp, karbürleri ayırma prensibine dayanır. Bu metodla en kesin uygulamalar potensiyostat kullanılarak yapılır[93],[94]. Yüksek-hız-çelikleri gibi uygulama yönü büyük olan çelikler ise standart bir düz-akım kaynağı kullanılarak da incelenebilir. Nitekim, Westgren ve Phragmen[9]'in klâsik çalışmaları ile Blickwede ve Cohen[88]in çalışmaları hep bu yolda olmuştur. Son iki çalışmacı özellikle sitrat-hücresi ile hidroklorik asit-hücreleri üzerinde durmuşlardır. Bunlarla aldıkları sonuçların karşılaştırılması ile

yüksek-hız-çelikleri için hidroklorik-hücresinin daha iyi sonuçlar verdiğini belirtmişlerdir. Her iki teknik de anot olarak kullanılan numunenin bir elektrolit banyosunda belli bir süre için belli bir voltaja tutulması esasına dayanır. Hidroklorik-asit hücresinin elektroliti %10 Hcl'lik bir çözeltidir[88]. Numuneler 0.01 A/cm^2'lik bir akım şiddetine tutulur. Matris elektrolitte çözünür ve karbürler de hücrenin dibinde toplanır. Bu metodun uygulama detayları bir çok referanslarda verilmiştir[88],[95-99].

Hidroklorik-asit hücresi yüksek-hız-çelikleri çalışmalarında standart ayırma hücresi olarak kullanılırsa da McHargue[14] sitrik-asit metodunun (60 grm NH_4cl + 100 grm sitrik-asit ve gerisi 1000 cc'ye tamamlanan damıtık su) daha iyi sonuçlar verdiği görüşünü ileri sürmüştür.

Karbür-ayırma, yüksek-hız-çelikleri üzerine yapılan araştırmalarda standart bir yol olarak birçokları tarafından kullanılmıştır.[13],[16-20],[22],[24],[28],[30],[35],[77],[80],[81],[88],[89] Yalnız, elektroliz sonunda elde edilen karbürler dikkatlice süzülmeli ve sonrada birkaç kere yıkanmalıdır. Yıkanma sırasında aşırı derecede kullanıldığı takdirde Hcl karbürlerin bir kısmını çözebilir[38]. Göz önüne alınması gereken bir diğer nokta da elektroliz sırasında matrisin çözülmesiyle belli bir kısım karbon'un karbür çökeltilerine karşabileceğidir[40]. Bu miktar az olmasına rağmen karbon analizi yapılacak olan yerlerde önem kazanmaktadır.

(3) <u>Elektron Mikroskobu için Replika Hazırlama Metodları:</u> Replika hazırlama işlemi dünyanın çeşitli yerlerinde her laboratuvarın, her araştırmacının kendine özel olan bir yoluyla yapılır. Bununla beraber bazı genel prensipleri göz önünde tutmak gerekir. Fukami[100] bu prensipler üzerinde etraflıca durmuştur. Ayrıca, çeşitli araştırmacılar çeşitli uygulamalar için en uygun hazırlama-tekniğini belirtmişlerdir[101-105].

Genel olarak replika-hazırlama metodları şöylece özetlenebilir:

Replikalar özelliklerine göre iki şekilde hazırlanabilirler. Fakat her iki şekilde de numuneyi önceden parlatmak gereklidir. Parlatılan numuneler uygun bir dağlayıcı-ayıraç ile dağlanırlar. Bundan sonra ya

1) karbon-replika tekniği kullanılarak bir karbon-buharlaştırma aracında 100-200 A kalınlığında bir karbon-film ile kaplanır; sonra da bu film, içinde bir iki damla HF bulunan %5'lik Nital'de doğrudan doğruya ayrılıp alkol ile yıkanır ve elektron mikroskobunda incelenmek üzere hazırlanır. Yada,

2) Plastik-replika tekniği kullanılarak önce selüloz asetat şeritler ile yüzey replikası alınır. Bu plastik replika aynen karbon-replika tekniğindeki gibi fakat çok hafifçe karbon ile kaplanır ve plâtin ile gölgelenir. Replikalar daha sonra çıkartılıp elektron mikroskobunda incelenmek üzere hazırlanır.

METOT VE MATERYEL.

A. Araç ve Gereçler.

1. Kullanılan Malzeme : Bu araştırma ilk plânlandığında belirtildiği gibi amacı, volframlı yüksek-hız-çeliklerinin ikinci sertleşmesi olayını aydınlatmaktı. Bu çeliklerin en iyi tanınan tipi olan 18-4-1 çeliği bu araştırmanın ana malzemesi olarak seçilmiş, fakat, özellikle metalografik çalışmalarda ön-fikir edinmek için bu çeliğin yanında düşük volframlı çeliklerle de çalışılmıştır. Bu nedenle Çizelge V'te, kullanılan çeliklerin bileşimleri gösterilmiştir.

2. Numuneler : Numuneler, 1 cm çapında sıcak çekilmiş ve tavlanmış çubuklardan kesildiler. Kesme işlemi için yüksek devirli zımpara diskli bir kesici kullanıldı. Numuneler 5 cm ve 0.5 cm uzunluğunda olmak üzere iki boyda kesildiler; uzun olanlar elektrolitik karbür ayırma deneyleri ve kısa olanlar da diğer metalografik deneyler için hazırlandılar.

3. Isıl İşlem Fırını : İkinci sertleşme gösteren bütün alaşım çeliklerinin incelenmesinde izlenecek yol, bunları önce östenitleyip su vermek ve sonra da gereken sıcaklıklarda temperlemektir. Tavlanmış yüksek-hız-çeliklerinin yapılarında %30 kadar çeşitli metal karbürleri bulunduğundan, bunlardan özellikle V_4C_3 ve M_6C karbürlerini östenit-matriste çözebilmek için yüksek sıcaklıklara ihtiyaç vardır. Yüksek-hız-çelikleri genellikle 1250°C ile 1300°C arasında östenitlenirler. Östenitleme sırasında oksitlenme ve karbon-kaybı birer problem yaratabileceklerinden bu işlem endüstride $BaCl_2$ tuzu banyolarında yapılır. A_1 sıcaklığı 830-840°C olan 18-4-1 tipi çeliklerde, özellikle komplike parçalarda, hacim değişikliğinin gerilim etkisini azaltmak için endüstride, ayrıca,

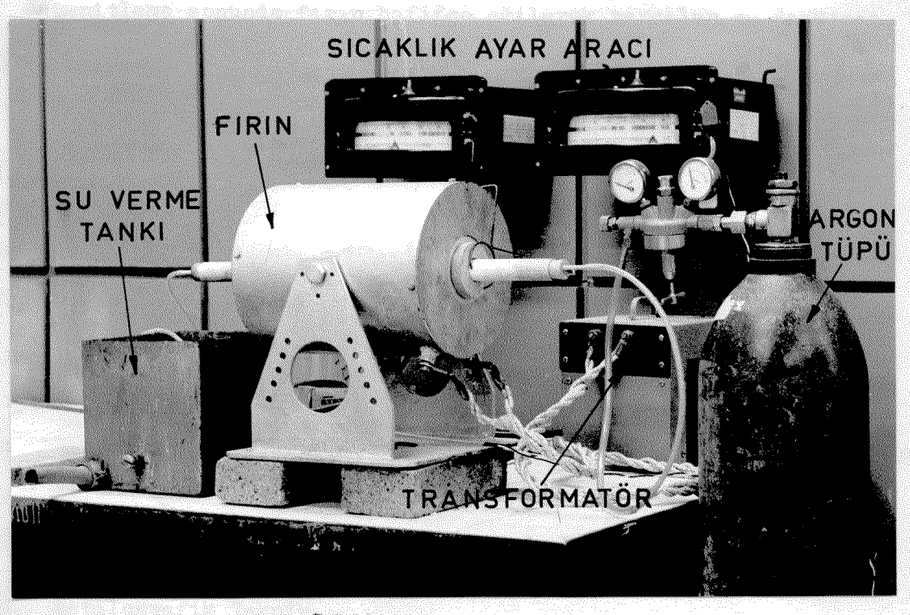
ÇİZELGE V

BU ARAŞTIRMADA KULLANILAN ÇELİKLERİN BİLEŞİMLERİ

ÇELİK	%C	%W	%Cr	%V	%Mn	%Si
59-66	0.52	2.56	1.30	0.16	0.27	0.20
AISI-H22	0.38	10.52	3.27	0.41	0.30	0.27
59-35	0.75	17.4	3.80	1.09	0.34	0.36
AISI-T1	0.75	17.8	4.0	1.1	0.31	0.3

östenitlemeden önce 850°C-900°C arasında bir ön ısıl işlem ve hatta bazı durumlarda 1100°C ikinci bir ön-ısıl işlem yapılmaktadır.

Bu araştırmada parçaların gerek küçüklüğü ve gerekse şekillerinin basitliği nedeniyle ön-ısıl işlemler gerekli görülmediler. Ayrıca tuz banyoları ile çalışmanın pratik güçlükleri ve tehlikeleri göz önüne alınarak argon atmosferi altında çalışabilen bir elektrik fırını tercih edildi. Bu nedenle 1350°C'a kadar çıkabilen ve argon atmosferinde çalışmayı sağlayabilecek özel bir fırın yapıldı. Isıl işlemlerin büyük bir kısmının yapıldığı bu fırın ve bu fırın ile kullanılan diğer gereçler Şekil 13'te gösterilmektedir.



Şekil. 13

Isıl İşlemlerin Yapıldığı Fırın ve Diğer Gereçleri

4. Isıl İşlemler : Endüstride bazı parçaların çatlama yatkınlığını azaltmak için, su verme işleminden önce, 560°C'daki bir tuz banyosunda bir ön-su verme işlemi yapılır ve sonra da yağda su-verme işlemi tamamlanır.

Yukarıda da belirtildiği gibi bu araştırmada kullanılan numunelerin şekil lerinin basitliği nedeniyle böyle bir ön-su verme işlemi gerekli görülmedi. Martensit dönüşümünün miktarını arttırmak ümidiyle de yağ yerine su banyosu kullanılmaya karar verildi.

18-4-1 çeliklerinin M_B -sıcaklıkları 200°C civarında ve oda sıcaklığındaki su verilmiş yapılarında da %70-80 martensit bulunduğundan ayrıca bir 0°C-altı su-verme işlemi de gerekli bulunmadı.

Önceden kesilmiş olan numunelerden küçük olanların dörderlik guruplarına, ve büyük olanlarına da teker teker 1300°C ile 1350°C arasında 10 dakika ile 4 saat arasında östenitleme denemeleri uygulandı.

Östenitleme sonunda fırın hafifçe eğilerek parçalar su tankının içinde su verilme işlemine tutuldular.

1320°C'da 15 dakika üzerinde yapılan östenitleme işlemlerinin 18-4-1 çeliğinin su verme işlemi sırasında çatlamasına yol açtığı ve bunun da genellikle tane sınırlarında başlıyan ergime ile ilgili olduğu görüldü. Bunun sonucu, daha homojen bir yapı elde etmek amacı ile 1300°C'da 1 saat yapılacak östenitleme işlemi bütün parçalara aynen uygulandı.

Oda sıcaklığında su verilmiş olan numunelerin temperlenme işlemleri ayni fırında ya da laboratuvarlarımızda bulunan ancak 1100°C'a kadar çıkabilen diğer bir argon atmosferli fırında 450°C ile 700°C ve 30 dakika ile 40 saat arasında argon atmosferi altında yapıldılar.

B. Metalografik Teknik.

1. Optik Metalografi : Temperlenmiş numuneler önce mekanik olarak taşlandı ve sonra da dikkatlice 0,25 μ 'luk elmas-pasta

kullanılarak parlatıldılar. Parlatılmış numuneler gereği ve yerine göre Beraha, %5 nital ya da literatür özeti bölümünde değinilen ayırımlı dağlama ayıraçları ile dağlandılar. Dağlama sonucu beliren martensitik yapı ile çeşitli karbürler metalografik olarak incelendi.

Gerek yalnızca su verilmiş ve gerekse temperlenmiş numunelerin metalografik incelenmeleri ayrı ayrı bir Zeiss-Jena Neophot ile bir de Reichert mikroskoblarında yapıldı ve çeşitli yapıların fotoğrafları çekildi.

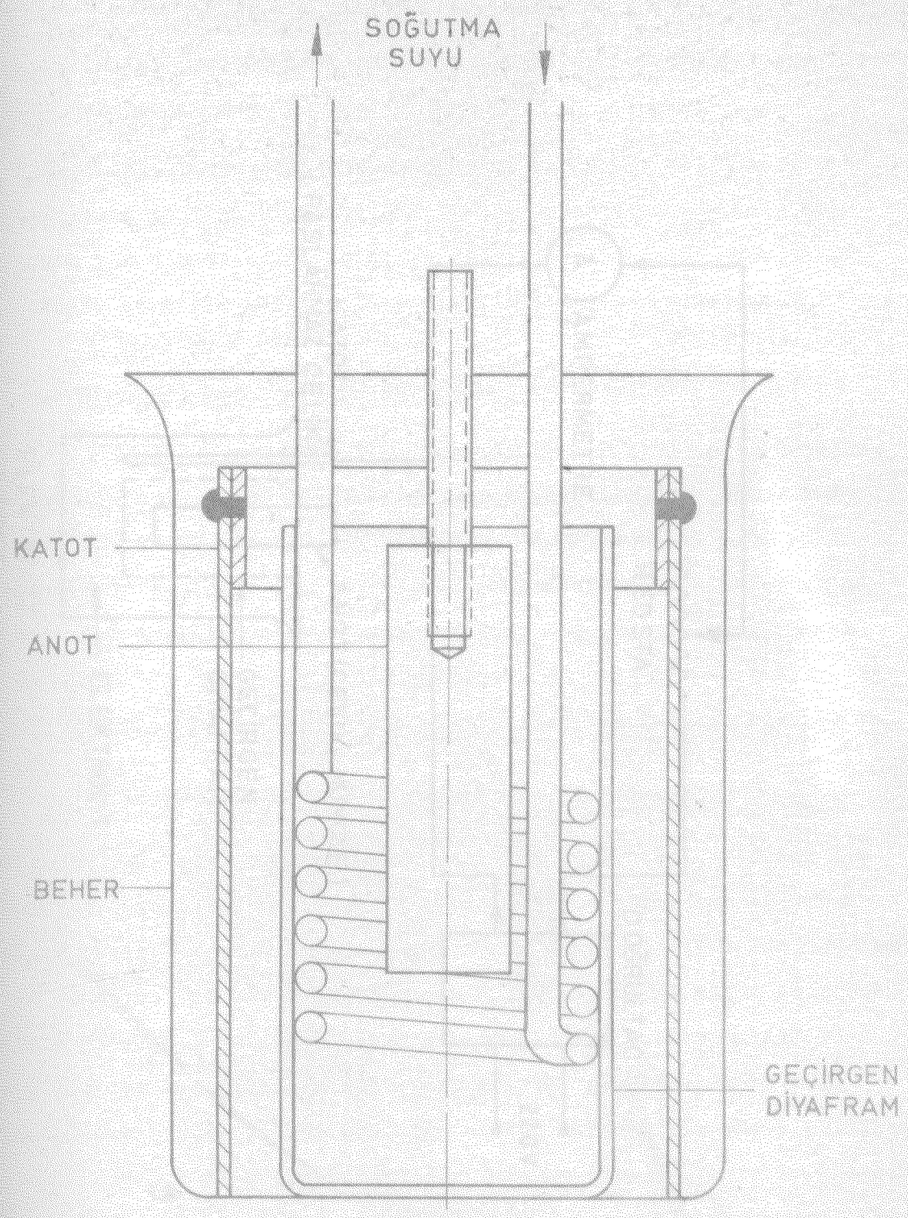
Optik metalografik incelenmeleri böylece tamamlanan numunelerin sertlikleri bir Zeiss mikro-sertlik ölçme aletinde alındı.

2. Karbür Ayırma : Temperlenme sonucu çökelmiş karbürlerin morfolojilerini araştırmadan önce, çökelen karbürlerin cinsleri hakkında kesin bir bilgi edinebilmek için karbürler, elektrokimyasal olarak ayrılıp, X-ışınları ile incelendiler.

Elektrolitik olarak karbür ayırma amacıyla Şekil 14'de plânı görülen karbür-ayırıcı yaptırıldı. Numuneler anot olarak kullanıldı ve karbür-ayırıcı Şekil 15' de görülen devreye bağlandı.

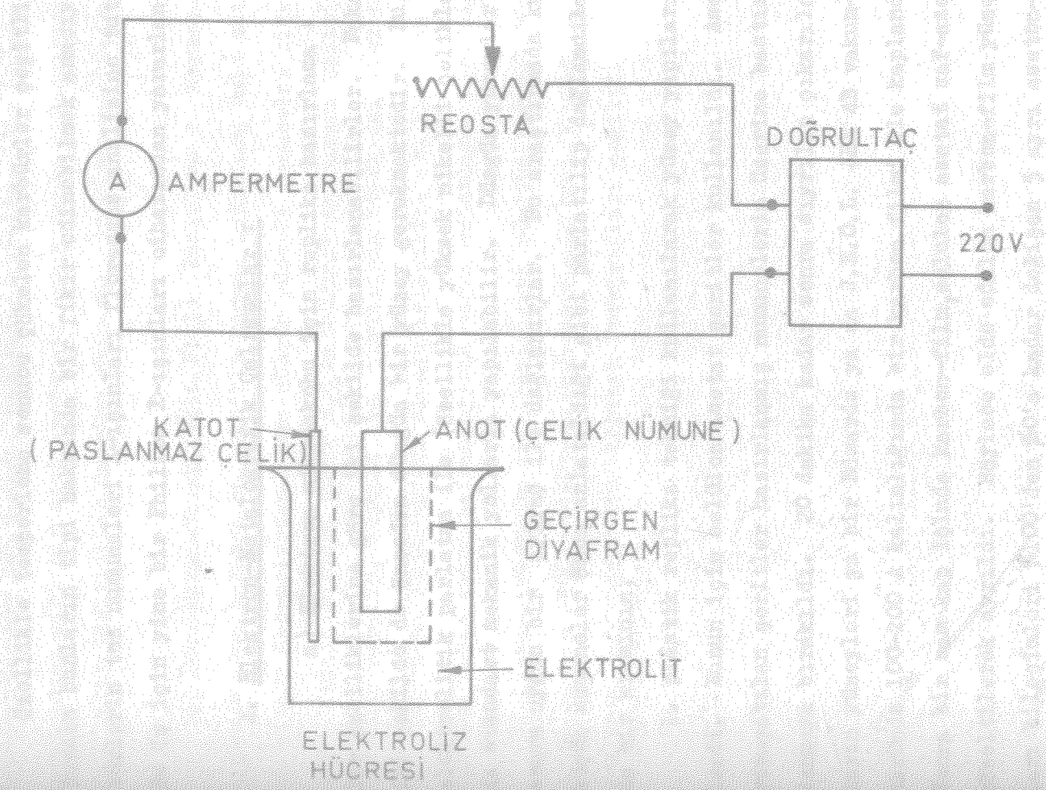
Elektrolit olarak %10 Hcl + %90 CH_3OH (Metanol) karışımı kullanıldı. 0.10-0.15 A/cm^2'lik bir akım şiddeti kullanarak 6-9 saatlik bir uygulamadan sonra 0.5-1.0 cm^3 kadar karbür, numuneden ayrılabildi. Elektrolit süzülerek karbürler alındı ve kurutularak toz numuneler halinde X-ışınları kırınım deneyleri için hazır edildi.

3. X-Işınları Çalışmaları : Yukarıda anlatıldığı biçimde hazırlanan karbürlerin toz numunelerinin fotoğrafları bir Philips-X-ışınları cihazında 3 saat Cu-K_α radyasyonuna açık tutarak ya bir Weissenberg ya da Debye-Scherer kameraları ile çekildi. Ayrıca toz numunelerin diğer bir kısmı da bir Philips X-ışınları difraktometresinde 1 saat Cu-K_α radyasyonuna tutuldu. Böylece, kırınım fotoğ-



ELEKTROLİTİK KARBÜR AYIRICI

Şekil. 14


REOSTA
A
AMPERMETRE
DOĞRULTAÇ
220V
KATOT
(PASLANMAZ ÇELİK)
ANOT (ÇELİK NÜMUNE)
GEÇİRGEN
DIYAFRAM
ELEKTROLİT
ELEKTROLİZ
HÜCRESİ

Şekil. 15

rafları ile şiddetleri gösteren difraktografları karşılaştırma imkânı yaratıldı.

Özellikle temperleme sonucu çökelen karbürler çeşitli olduğundan bunların tipi hakkında bir fikir edinebilmek amacıyla karbürlerin toz numuneleri X-ışınları floresans analizine tutuldular. Bu iş için yine bir Philips X-ışınları cihazından yararlanıldı.

4. Elektron-Metalografik Çalışmalar :

a) Elektron mikroskobu için replika hazırlama : Replikalar özelliklerine göre iki şekilde hazırlanabilirler. Fakat her iki şekilde de önceden düzgün bir yüzey gerekmektedir. Bu, ya elektrolitik parlatma ile (özellikle yüksek nikelli çeliklerde) ya da standart mekanik yollarla yapılabilir. Düzgün yüzeyler bundan sonra uygun bir ayıraç ile dağlanırlar. Bu araştırmada kullanılan küçük numuneler önce anlatıldığı gibi parlatılıp dağlandılar. Sonra da bir kısmının,

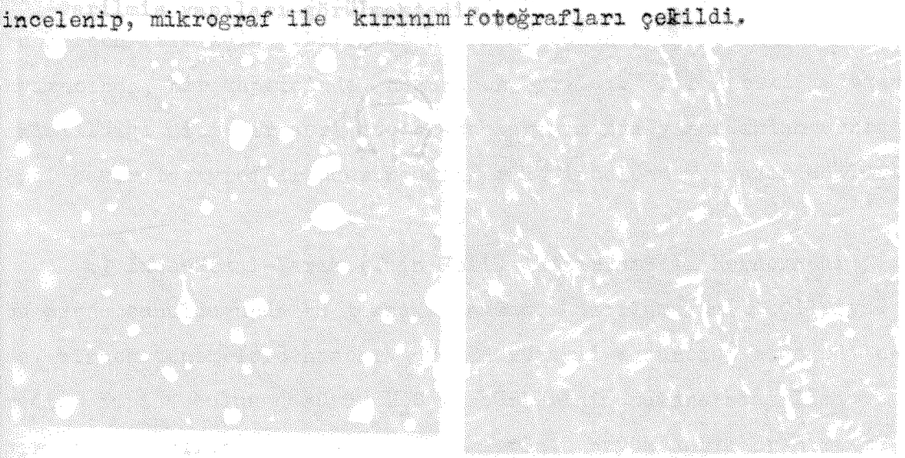
1. plâstik replika tekniği kullanılarak yüzey yapıları incelendi. Bunun için selüloz asetat şeritler kullanıldı. Aseton ile yumuşatılan şeritler hazırlanmış numunelerin üzerine bastırılarak donmaya bırakıldı. 20 dakika kadar sonra sıyrılıp çıkarılan replikaların yüzeyleri ya bir Edwards ya da J.E.O.L. JEE 4B vakum-evaporatöründe 100-200 A kalınlığında bir karbon filmi ile kaplandılar. Sonra bir cam kap içinde karbon-film,seluloz asetat saf-asetonda çözeltilerek ayrıldı. Böylece elde edilen karbon-film yüzey replikaları bileşimleri %100'den %0'a kadar değişen 5 ayrı aseton-su karışımında dikkatlice yıkandılar. Temiz duruma gelen replikalar özel bakır taşıyıcılar üzerine alınıp elektron mikroskobunda incelenmek üzere hazır edildiler. Diğer bir kısmı da,

2. Karbür-replika tekniği kullanılarak karbürleri incelendi. Bunun bir önceki metotdan farkı, parlatılıp dağlanan numunenin kendisinin vakum-evaporatörüne konmasındadır. Burada metal yüzeylerin

üzeri 100-200 A kalınlığında bir karbon film ile kaplandı. Sonra bu karbon film içinde bir, iki damla HF bulunan %5'lik nital ayıracında, bir kap içinde, numuneden ayrıldı. Bir önceki metotda anlatıldığı gibi bir seri aseton-su karışımında yıkandıktan sonra özel bakır taşıyıcılar üzerine alınarak, incelenmeye hazır edildiler.

b) İnce-Metal-Varak (Thin Foil) Hazırlama : Hernekadar bu proje sunulduğunda bu teknikle numune hazırlama ümit edildiyse de, birçok denemelerden sonra düzgün yüzeyli numuneler elde edilemedi. Yapıda bulunan büyük M_6C karbürlerinin numune hazırlama sırasında ayrılıp, düşmesi ve yerlerinde büyük delikler bırakmasının bunun en büyük nedeni olduğu anlaşıldı. Bu bakımdan bu metot üzerinde fazla zaman harcanmıyarak diğer metotlarla uğraşıldı.

Elektron-mikroskobu için hazırlanan replika numuneler ya bir RCA ya da bir JEOL-7 elektron mikroskobunda 50 k.V gerilim altında incelenip, mikrograf ile kırınım fotoğrafları çekildi.



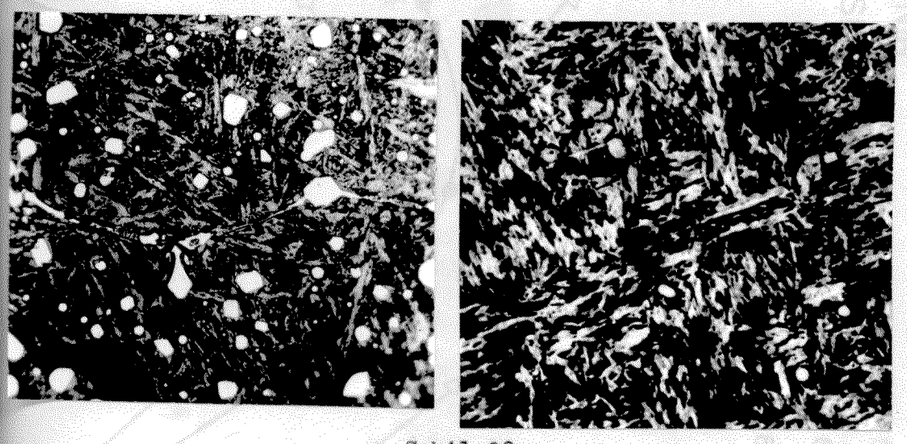
SONUÇLAR.

Volframlı çeliklerin ikinci sertleşme eğrileri Şekil 16, 17 ve 18'de gösterilmektedir. Genellikle, ikinci sertleşme 500°C ile 600°C arasındaki sıcaklıklardaki temperlemelerden sonra belirmektedir. 600°C'ın üzerindeki temperlemeler yumuşamaya yol açmaktadır.

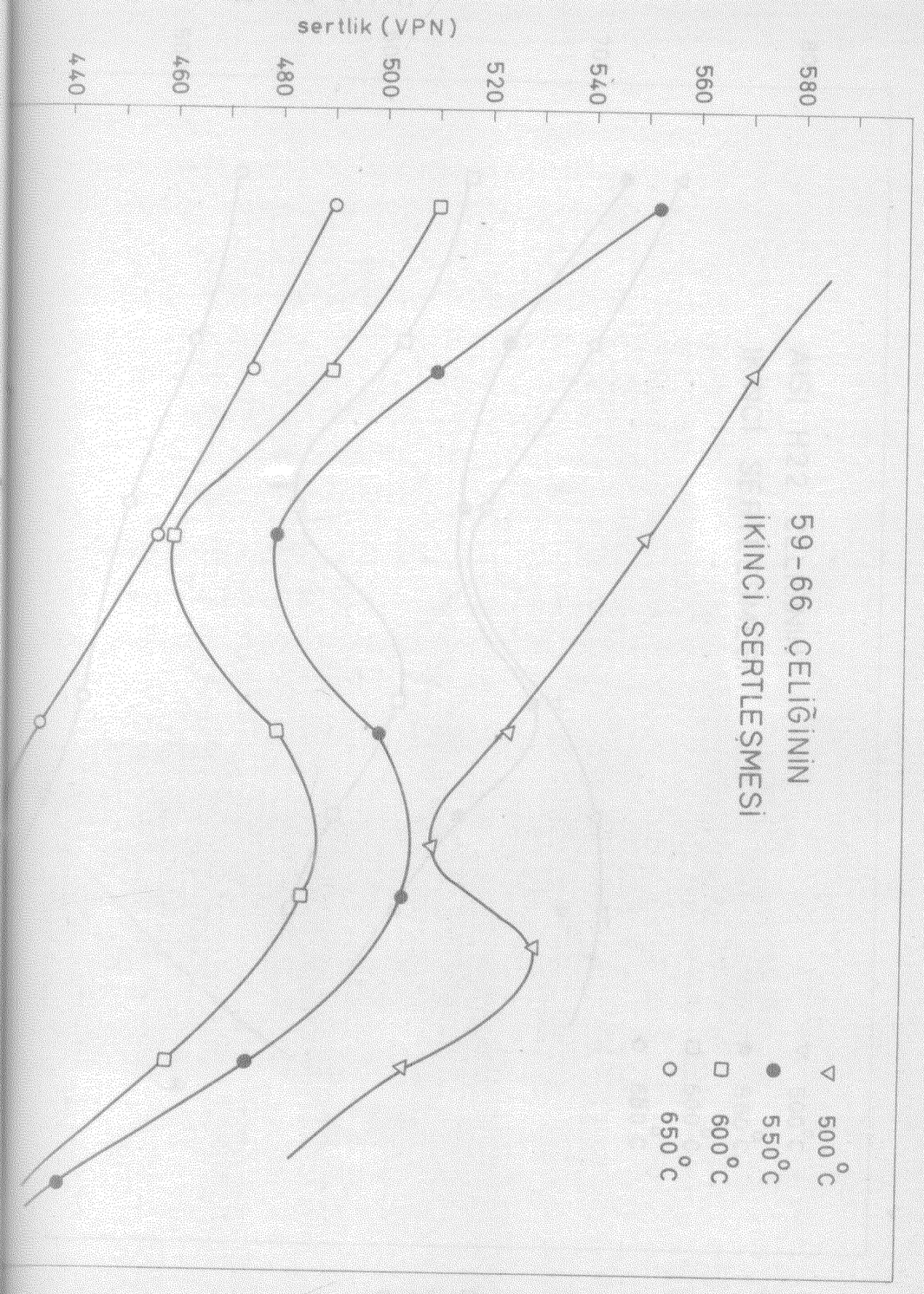
18-4-1 tipi yüksek-hız-çeliğinin ikinci sertleşmesinin en yüksek değeri 500°C ile 550°C'daki temperlemelerden sonra su-verilmiş sertliğe yaklaşmaktadır. 500°C'da 8 ve 550°C'da 4 saatlik bir temperleme en uygun ikinci sertleşme değerini vermektedir. Bu daha başka bir biçimde Şekil 19'da gösterilmiştir. Belli sertlik değerlerine ulaşabilmek için uygulanması gereken temperleme işlemleri bu eğrilerden kolayca çıkarılabilirler.

A. Optik Metalografi.

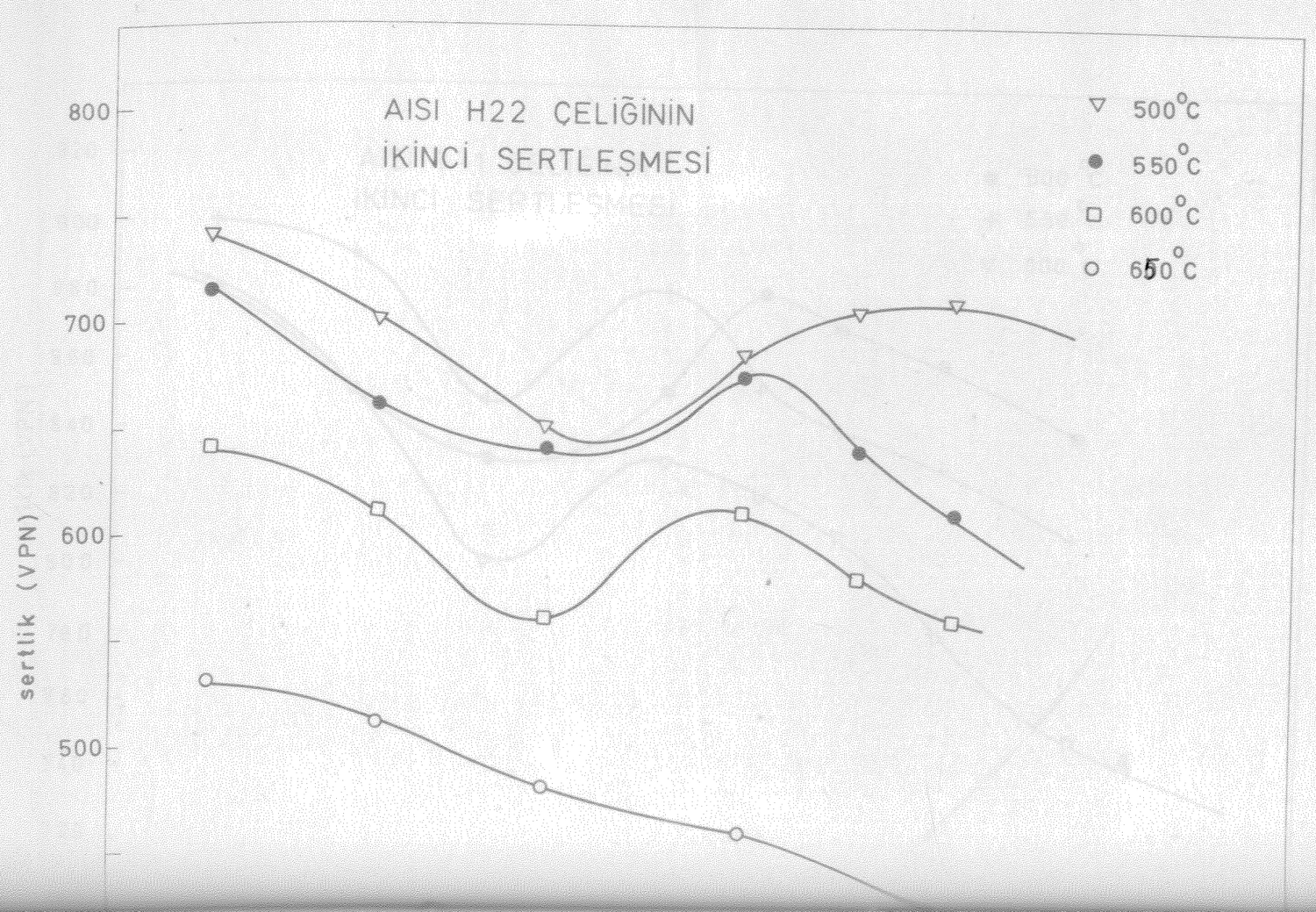
İkinci sertleşmeyi doğuran karbür çökelimlerinin incelenmesine girişilmeden önce, volframlı çeliklerin su-verilmiş yapıları incelendi. Şekil 20'de %2.56 W'lı ve % 10.52 W'lı çeliklerin su-verilmiş yapıları görülmektedir.



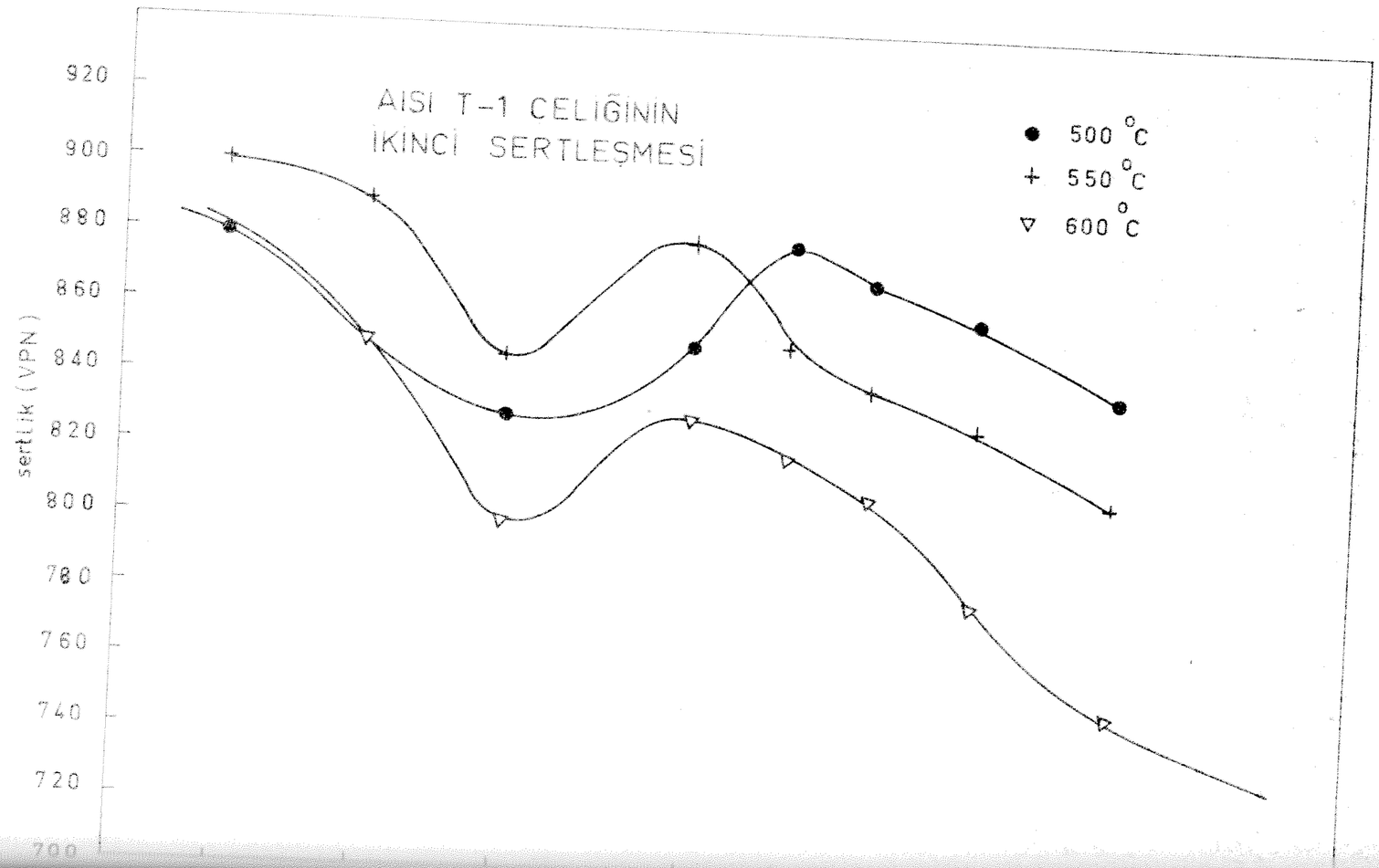
Şekil 20.
%2.56 W (solda) ile % 10.52 W çeliklerinin su-verilmiş yapıları - Beraha ayıracı - 640X


59-66 ÇELİĞİNİN
İKİNCİ SERTLEŞMESİ
500 °C
550 °C
600 °C
650 °C
sertlik (VPN)
580
560
540
520
500
480
460
440

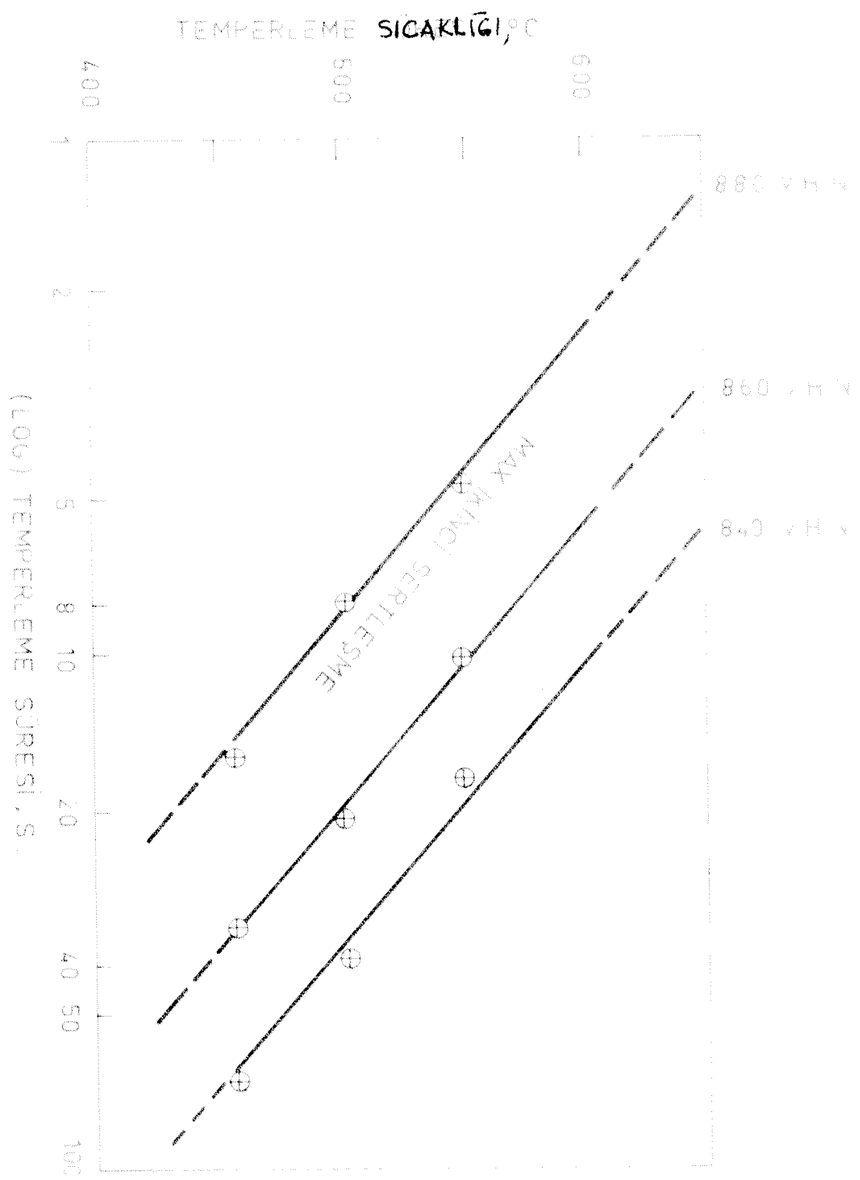
Şekil 16


AISI H22 ÇELİĞİNİN
İKİNCİ SERTLEŞMESİ
500°C
550°C
600°C
650°C
800
700
600
500
sertlik (VPN)

Şekil.17


AISI T-1 CELIĞİNİN
İKİNCİ SERTLEŞMESİ
500 °C
550 °C
600 °C
sertlik (VPN)
920
900
880
860
840
820
800
780
760
740
720
700

Şekil. 18

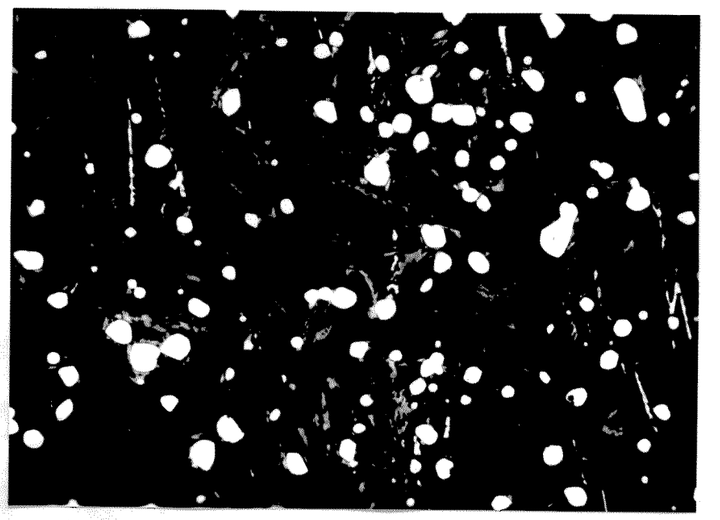

TEMPERLEME SICAKLIĞI, °C
400
500
600
(LOG) TEMPERLEME SÜRESİ, S
1
2
5
8
10
20
40
50
100
MAX İKİNCİ SERTLEŞME
880 V H N
860 V H N
840 V H N

Şekil 19.

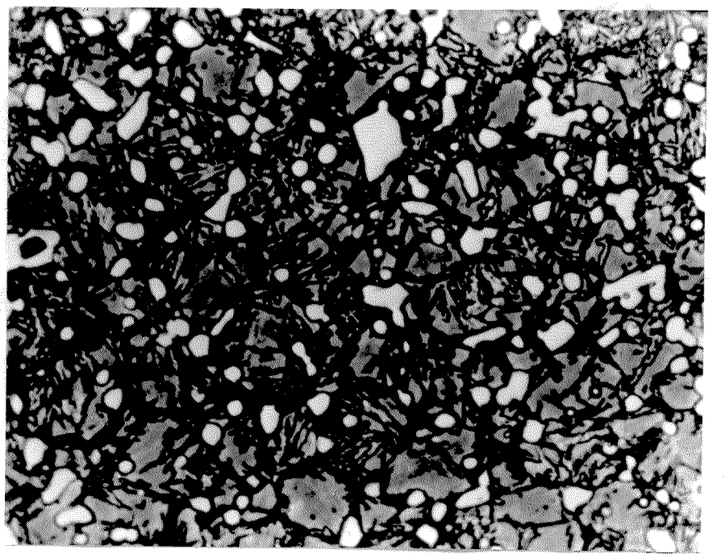
18-4-1 tipi yüksek-hız-çeliğinin su verilmiş yapıları Şekil 21(a) ve (b)'de gösterilmektedir. Su verilmiş yapıda yaklaşık olarak %15 kadar çözünmemiş karbür ve %65-70 kadar da martensit taneleri bulunmaktadır.

Su verilmiş yapıdan elektrolitik olarak ayrılan çözünmemiş karbürlerin X-ışınları kırınım fotoğrafı Şekil 22'de gösterilmiştir. Bu fotoğrafta belirtilen düzlemler M_6C karbürüne aittir ve fotoğrafın Çizelge VI'da görülen analizi ve Çizelge VII'de görülen M_6C kristalinin d-aralığı değerleri sonucu elde edilmişlerdir. Buradan da anlaşıldığı gibi çözünmemiş karbürlerin tümü M_6C karbürleridir. Daha düşük volframlı çeliklerin çözünmemiş karbürlerinin, analiz edilmemelerine rağmen, M_6C karbürü olduklarını söylemek mümkündür. Nitekim bu karbürler daha sonraki temperleme işlemleri sonucu hiçbir değişikliğe uğramamaktadırlar. Şekil 23'te 700°C'da temperlenmiş %10,52 W'lı çeliğin yapısındaki M_6C karbürleri görülmektedir.

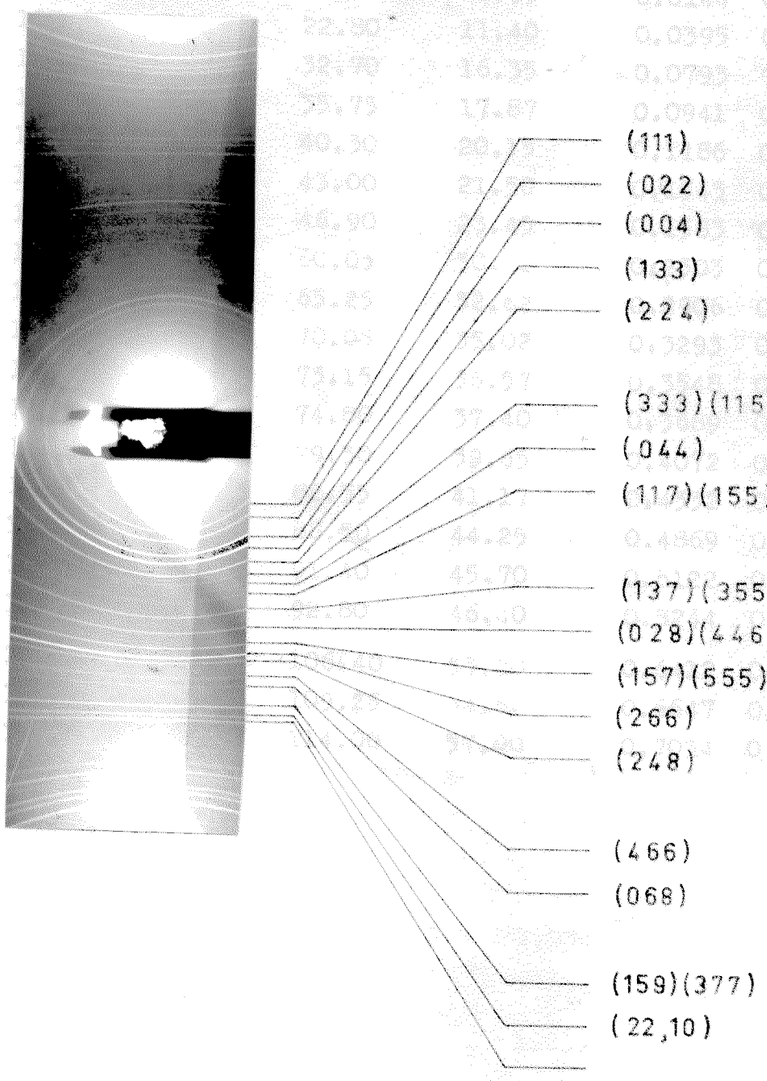
Şekil 23
%10.52 W'lı Çeliğin Temperlenmiş Yapısı. 1300°C/4S - 700°C/40S. Beraha - 1200X



Şekil 21 a
18-4-1 çeliğinin su verilmiş yapısı.1300°C/4 s.-
Beraha ayıracı,1/2 dk.-1000X



Şekil 21 b
18-4-1 çeliğinin su verilmiş yapısı 1300°C/1s-%3nital
ayıracı,15 dk-1000X.


(111)
(022)
(004)
(133)
(224)
(333)(115)
(044)
(117)(155)
(137)(355)
(028)(446)
(157)(555)
(266)
(248)
(466)
(068)
(159)(377)
(22,10)

Şekil. 22.

ÇİZELGE VI.

No	Sol	Sağ	Fark=S	$\frac{Fark}{2}=\frac{S}{2}=\theta$	$Sin^2\theta$	$Sin\theta$	$d=\frac{\lambda}{2\ Sin\theta}$
1	198.05	211.95	13.90	6.95	0.0144	0.1200	6.4240
2	193.60	216.40	22.80	11.40	0.0395	0.1977	3.8992
3.	188.65	221.35	32.70	16.35	0.0793	0.2816	2.7375
4	187.15	222.90	35.75	17.87	0.0941	0.3067	2.5134
5	184.85	225.15	40.30	20.15	0.1186	0.3443	2.2390
6	183.50	226.50	43.00	21.50	0.1343	0.3666	2.1028
7	181.55	228.45	46.90	23.45	0.1583	0.3979	1.9373
8	175.00	235.05	60.05	30.02	0.2503	0.5003	1.5408
9	172.40	237.65	65.25	32.62	0.2906	0.5392	1.4296
10	170.00	240.05	70.05	35.02	0.3293	0.5738	1.3434
11	168.45	241.60	73.15	36.57	0.3548	0.5957	1.2940
12	167.65	242.45	74.80	37.40	0.3689	0.6074	1.2691
13	165.40	244.70	79.30	39.65	0.4072	0.6381	1.2081
14	163.90	246.25	82.35	41.17	0.4332	0.6582	1.1712
15	160.80	249.30	88.50	44.25	0.4869	0.6979	1.1045
16	159.35	250.75	91.40	45.70	0.5122	0.7157	1.0771
17	158.65	251.45	92.80	46.40	0.5244	0.7421	1.0646
18	151.85	258.25	106.40	53.20	0.6412	0.8008	0.9626
19	150.45	259.70	109.25	54.62	0.6647	0.8153	0.9420
20	148.05	262.05	114.00	57.00	0.7034	0.8387	0.9191

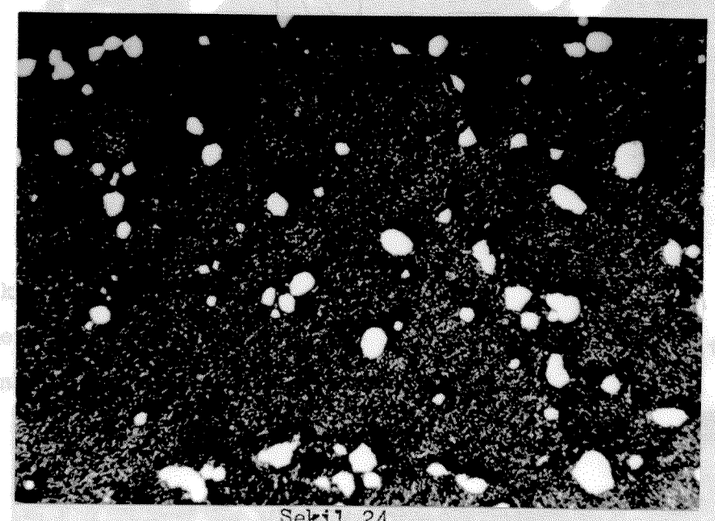
ÇİZELGE VII

M_6C - Karbürünün d-aralığı değerleri

Kristal yapı: Elmas kübik, a= 11.0823 A

d-aralığı	(hkl)	d-aralığı	(hkl)
6.398	111	1.344	028 446
5.541	002		
3.918	022	1.306	228 066
3.341	113	1.280	157 555
3.199	222		
2.771	004	1.271	266
2.542	133	1.239	048
2.478	024	1.217	119 357
2.262	224		
2.133	333 115	1.209	248
		1.181	466
1.959	044	1.161	139
1.873	135	1.131	448
1.847	006 244	1.114	557 177 339
1.752	026		
1.690	335	1.108	00,10 068
1.671	226	1.087	02,10 268
1.600	444		
1.552	117 155	1.071	159 377
1.537	046	1.066	22,10 666
1.481	246		
1.443	137 355	1.034	359
		1.029	04,10 468
1.385	008		
1.354	337	1.012	24,10

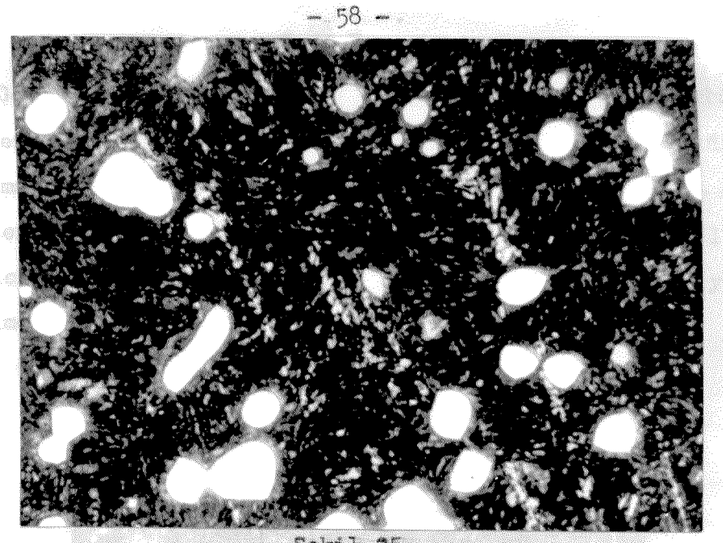
İkinci sertleşme eğrilerinden 600°C üzerindeki temperleme işlemlerin bütün çeliklerde yumuşamaya yol açtığı anlaşılmıştı. 700°C da 9 saat temperlenmiş 18-4-1 tipi bir çeliğin yapısından da görüldüğü gibi (Şekil 24) martensitik matris tamamen dönüşmüş ve yerinde yeni karbür çökelimi belirmiştir. Yapıya yumuşaklığı veren martensitik matrisin yok oluşudur.



Şekil 24
18-4-1 çeliğinin temperlenmiş yapısı
1300°C/1s - 700°C/9 s - Beraha Ayıracı - 1200X

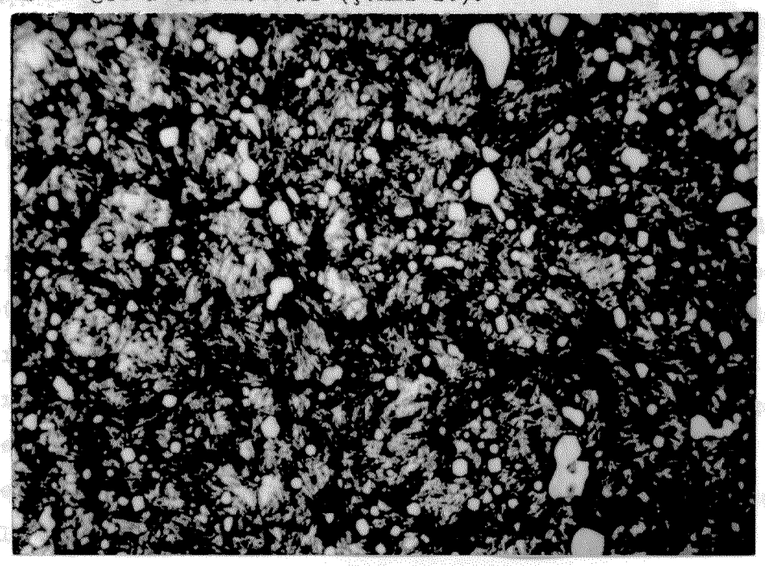
18-4-1 çeliğinin daha düşük sıcaklıklarda temperlenmiş yapısı incelenince bu daha belirginleşmektedir. 500°C'da 40 saat temperlenmiş bir yapıda martensitik yapı daha açıkca görülebilmektedir (Şekil 25)

Optik-metalografik yollarla yapılan yapı-analizleri her ne kadar sınırlı olmaktaysa da diğer metotlara girişilmeden önce araştırmaoıya genel bir ön-bilgi vermede çok yararlı olmaktadır. Örneğin, martensitik yapının miktarının temperleme sıcaklığı arttıkça azaldığı



Şekil 25
18-4-1 çeliğinin temperlenmiş yapısı
1300°C/1s - 500°C/40s - Beraha Ayıracı - 1200X

optik fotoğraflardan açıkca görülebilmektedir. 450°C'da 50 saat temperlenmiş 18-4-1 çeliğinin yapısındaki martensitik matris kesinlikle görülebilmektedir (Şekil 26).



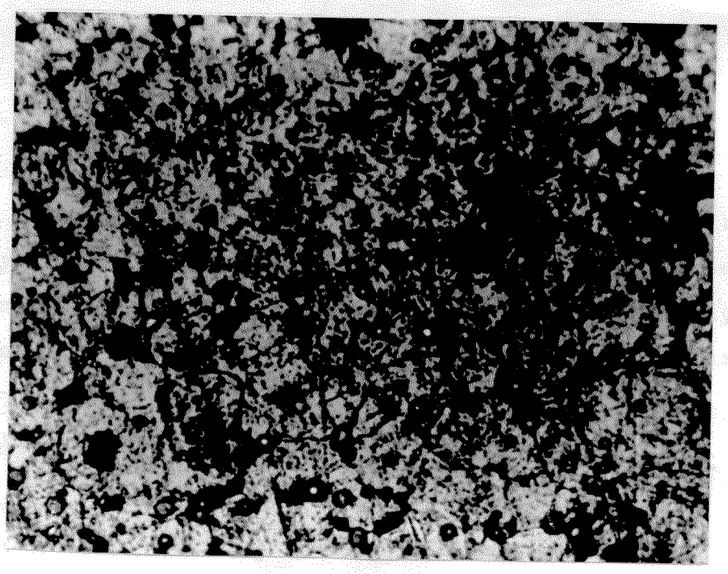
Şekil 26
18-4-1 çeliğinin temperlenmiş yapısı
1300°C/1s - 450°C/50s - %3 Nital, 3.1/2 dk - 1500X

Gerek Beraha ve gerekse nital dağlama ayıraçları karbürleri etkilemediklerinden karbürler hep beyaz olarak görülmektedirler. Dağlama ayırımlı olarak yapıldığında karbürler cinslerine göre etkilenmektedirler. Şekil 27'de $KMnO_4$ ile doyurulmuş %4'lük NaOH ayıracı ile dağlanmış, temperlenmiş bir 18-4-1 çeliğinin yapısı görülmektedir.

Şekil 27
18-4-1 çeliğinin temperlenmiş yapısı
1300°C/1s - 500 C/2s - Ayırımlı Dağlama - 1000X
(Okla gösterilen muhtemelen çözünmemiş V_4C_3)

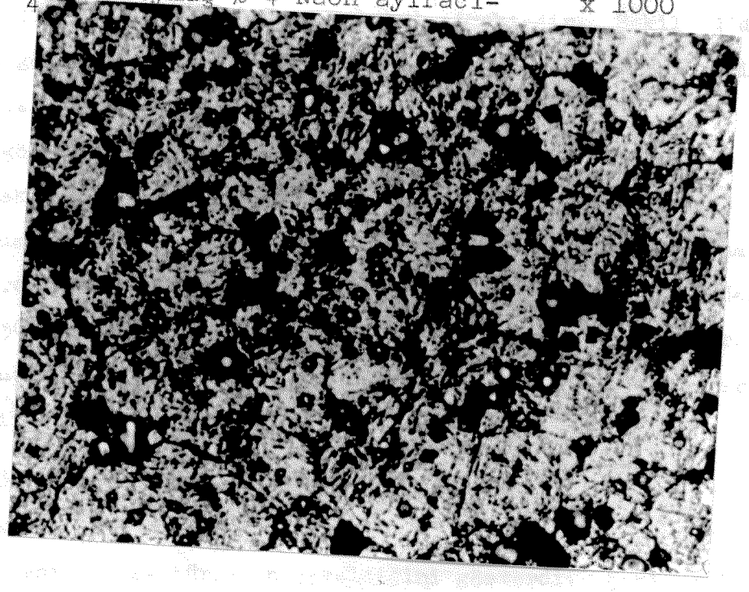
Bir karbür taneciği dışında bütün karbürler bu dağlamadan etkilendiğine göre bunlar M_6C tipi karbürlerdir. Okla gösterilen karbür ise etkilenmediğine göre muhtemelen bir V_4C_3 karbürüdür. Bu sıcaklıklarda bu büyüklükte bir V_4C_3 karbürünün çökelmesi imkânsız olduğundan bu karbürün bir çözünmemiş karbür olması gerekmektedir. Zaten bu tek örneğin dışında, bu sıcaklıklardaki temperlenmelerden sonra V_4C_3 karbürüne hiçbir şekilde rastlanmamıştır. Şekil 28(a),(b)'de bu tip çalışmanın iki ayrı örneği daha görülmektedir.

Çözünmemiş karbürlerin bir dönüşüme uğramadan kalarak martensitik matrisin 500°C ile 700°C arasında yavaşca nasıl yok olduğu



Şekil 28 a

18-4-1 çeliğinin temperlenmiş yapısı.1300°C/1s-500°C/25s -$KMnO_4$ ile doymuş % 4 NaOH ayıracı- x 1000



Şekil 28 b

18-4-1 çeliğinin temperlenmiş yapısı.1300°C/1s-550°C/2s -$KMnO_4$ ile doymuş %4 NaOH ayıracı- x1000

ve yeni karbür çökelimlerinin belirdiği Şekil 29 ile 32'deki yapılarda görülmektedir. Çözünmemiş karbürlerin bir dönüşüme uğramadıkları ayırımlı dağlama kullanarak optik metalografik yollarla görülebilmekteyse de, yeni karbür çökelimlerini izleyebilmek için daha yüksek büyültme ve daha küçük "resolution"a ihtiyaç vardır.

B. Elektron Metalografi.

Bunun için volframlı çeliklerden çıkarılan replikalar önce mikroskop üzerindeki büyütmesi 4000X ile limitlenmiş ve kırınım vermeyen bir JEM30 eletron mikroskobunda 30 kV altında incelendi. Şekil 33 ve 34'de görülen düzgün alanlar çözünmemiş karbürlerin bulunduğu yerlere tekabül etmektedir. Şekil 34'den açıkca görüldüğü gibi matriste geniş çapta yeni karbür çökelimleri olmuş ve çökelim miktarı 550°C'dan sonra artma göstermiştir. Şekil 33'de görülen ince uzun çizgilerin sementit tanelerine ait olduğu sanılmaktadır. Nitekim, sonradan sementitin 550°C'a kadar sıcaklıklarda çökeldiği görülmüştür. Karbür-çıkarma tekniğiyle hazırlanan replikalarda bu daha açıkca belirmektedir. Şekil 35'deki yapı 550°C'da 2 saat temperlenmiş bir 18-4-1 çeliğine aittir. Küçük noktalar yeni çökelmiş karbürlere ve uzun siyah olanların da sementite aittir.

18-4-1 çeliğine paralel olarak 10-4-1 çeli[illegible] yapılan plâstik replika çalışmaları, bu çeliklerde de m[illegible]rtensit matrisin içinde yeni tip karbürlerin çökeldiğini gösterdi. Şekil 36'da 500°C ile 550°C'da 40 saat temperlenmiş çelikler[illegible] yapı[illegible] mektedir.

Plâstik replikalara paralel olarak yapılan [illegible] çalışmaları sonucu çeliklerin yapılarındaki karbü[illegible] kolaylaştı. Şekil 37'de 500°C'da 25 saat tempe[illegible]

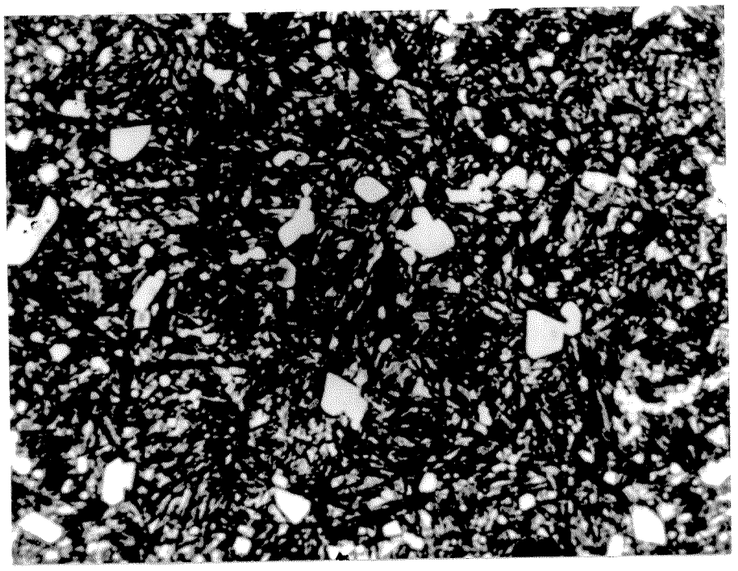
ve yeni karbür çökelimlerinin belirdiği Şekil 29 ile 32'deki yapılarda görülmektedir. Çözünmemiş karbürlerin bir dönüşüme uğramadıkları ayırımlı dağlama kullanarak optik metalografik yollarla görülebilmekteyse de, yeni karbür çökelimlerini izleyebilmek için daha yüksek büyültme ve daha küçük "resolution"a ihtiyaç vardır.

B. Elektron Metalografi.

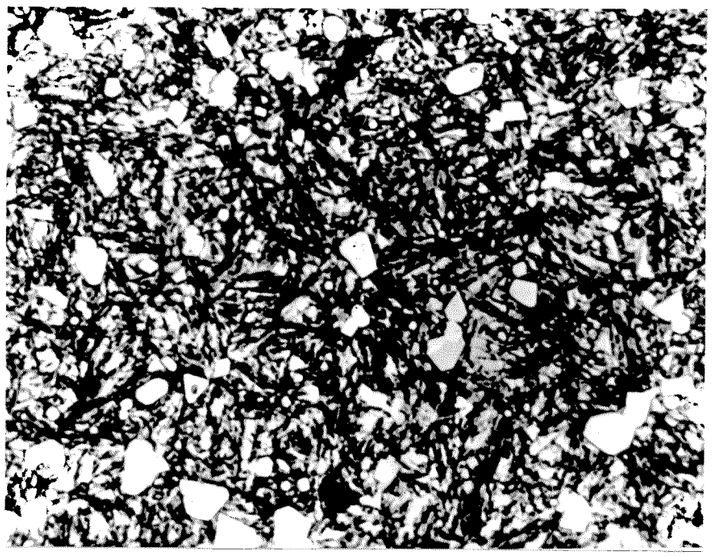
Bunun için volframlı çeliklerden çıkarılan replikalar önce mikroskop üzerindeki büyütmesi 4000X ile limitlenmiş ve kırınım vermeyen bir JEM30 eletron mikroskobunda 30 kV altında incelendi. Şekil 33 ve 34'de görülen düzgün alanlar çözünmemiş karbürlerin bulunduğu yerlere tekabül etmektedir. Şekil 34'den açıkca görüldüğü gibi matriste geniş çapta yeni karbür çökelimleri olmuş ve çökelim miktarı 550°C'dan sonra artma göstermiştir. Şekil 33'de görülen ince uzun çizgilerin sementit tanelerine ait olduğu sanılmaktadır. Nitekim, sonradan sementitin 550°C'a kadar sıcaklıklarda çökeldiği görülmüştür. Karbür-çıkarma tekniğiyle hazırlanan replikalarda bu daha açıkca belirmektedir. Şekil 35'deki yapı 550°C'da 2 saat temperlenmiş bir 18-4-1 çeliğine aittir. Küçük noktalar yeni çökelmiş karbürlere ve uzun siyah olanların da sementite aittir.

18-4-1 çeliğine paralel olarak 10-4-1 çeliğiyle de yapılan plâstik replika çalışmaları, bu çeliklerde de martensit matrisin içinde yeni tip karbürlerin çökeldiğini gösterdi. Şekil 36(a),(b)'de 500°C ile 550°C'da 40 saat temperlenmiş çeliklerin yapıları görülmektedir.

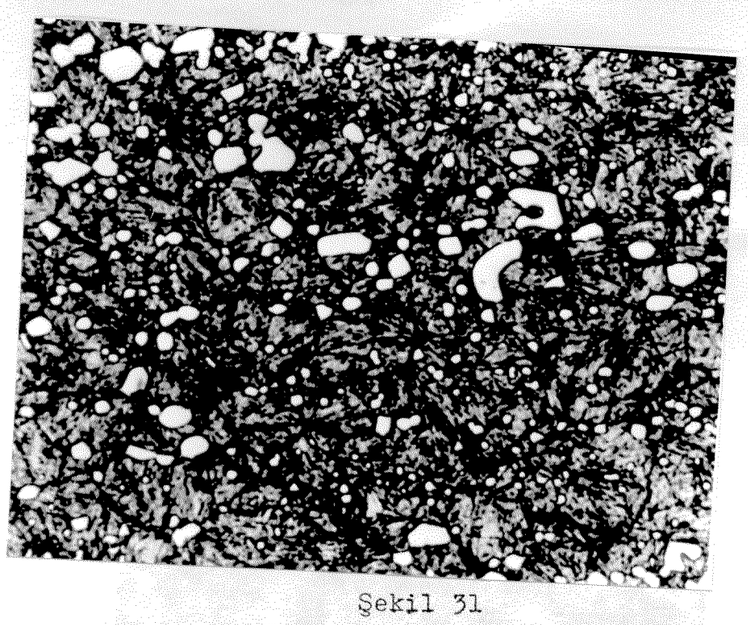
Plâstik replikalara paralel olarak yapılan karbon-replika çalışmaları sonucu çeliklerin yapılarındaki karbürleri tanımak kolaylaştı. Şekil 37'de 500°C'da 25 saat temperlenmiş 18-4-1



Şekil 29
18-4-1 çeliğinin temperlenmiş yapısı.1300°C/1s-500°C/25s
-%3 nital,2.5 dk-1000x.

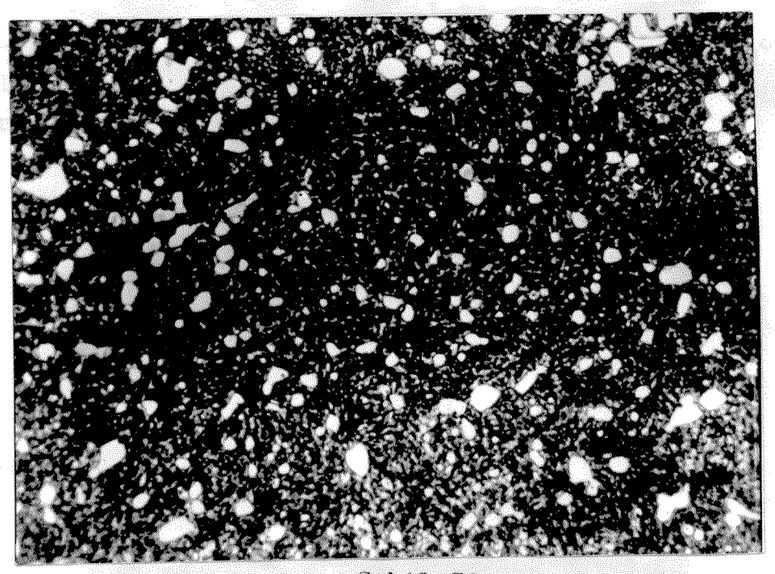


Şekil 30
18-4-1 çeliğinin temperlenmiş yapısı.1300°C/1s-550°C/15s
-%3 nital,2.5 dk.-1000x



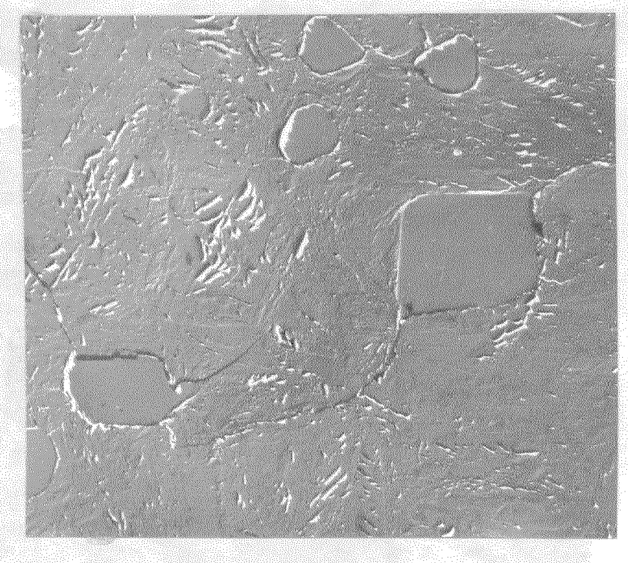
Şekil 31

18-4-1 çeliğinin temperlenmiş yapısı. 1300°C/1s-600°C/6s -%3 nital,45sn.-1000X



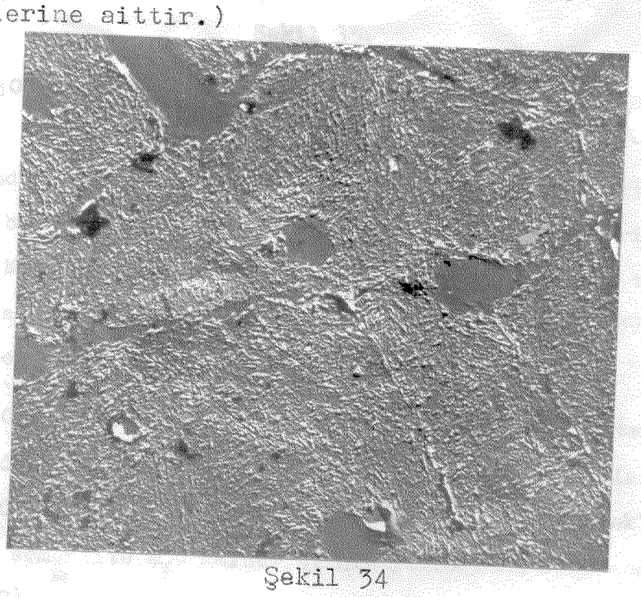
Şekil 32

18-4-1 çeliğinin temperlenmiş yapısı,1300°C/1s-700°C/22s -%3 nital,30sn- 1000X



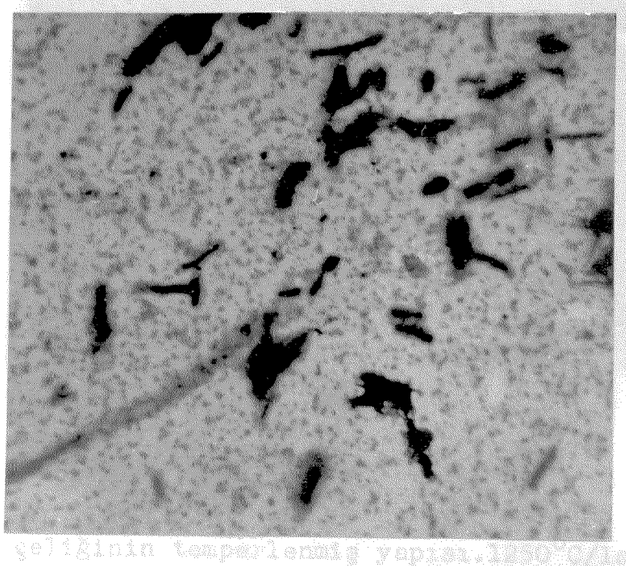
Şekil 33

18-4-1 çeliğinin temperlenmiş yapısı.1300°C/1s-550°C/15s -Plastik replika-8000X.(Büyük düz alanlar çözünmemiş M_6C karbürlerine aittir.)



Şekil 34

18-4-1 çeliğinin temperlenmiş yapısı.1300°C/1s-600°C/6s- Plastik replika-8000X.(Büyük düz alanlar çözünmemiş M_6C karbürlerine aittir.)



Şekil 35.
18-4-1 çeliğinin temperlenmiş yapısı
1300°C/1s - 550 C/2s - Karbon-Replika - 8000 X

çeliğinden ayrılan çözünmemiş M_6C karbürleri görülmektedir. Benzer biçimde, östenit tane sınırında duran karakteristik bir köşeli M_6C karbürü de Şekil 38'de görülmektedir. Bu tip karbürlerden alınan kırınım fotoğraflarından birisi Şekil 39'da gösterilmektedir.

M_6C karbürlerinin bir dönüşüme uğramadan bütün temperlenmiş yapılarda kalmalarına rağmen sementit 550°C sıcaklıkların üzerinde pek görülmemektedir. Genellikle ince uzun iğneler şeklinde çökelen sementite M_6C karbürlerinin yanlarında rastlanmıştır. (Şekil 40).

Temperleme sırasında çökelen karbürlerin cinslerini kesinlikle ayırma yolu, bu karbürlerden alınacak kırınım fotoğraflarının analizi yoludur. Karakteristik kırınım fotoğrafları ile

Şekil 36 a

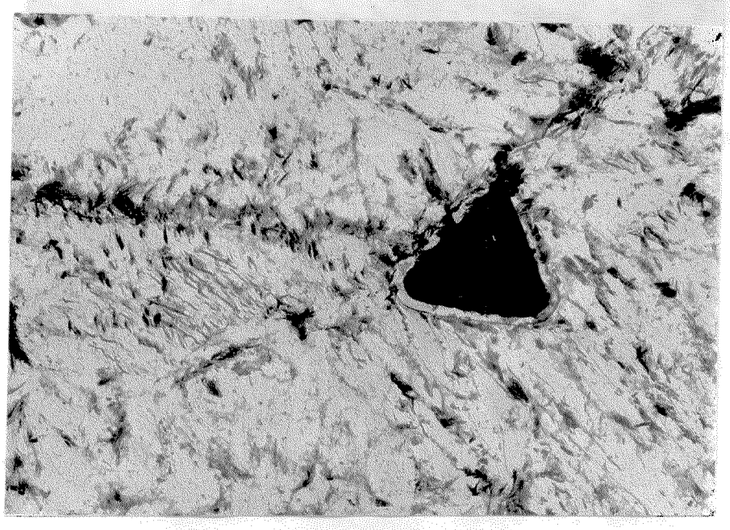
10-4-1 çeliğinin temperlenmiş yapısı.1250°C/1s-500°C/40s-plastik replika-9000X

Şekil 36 b

10-4-1 çeliğinin temperlenmiş yapısı.1250°C/1s-550°C/40s-plastik replika-9000X

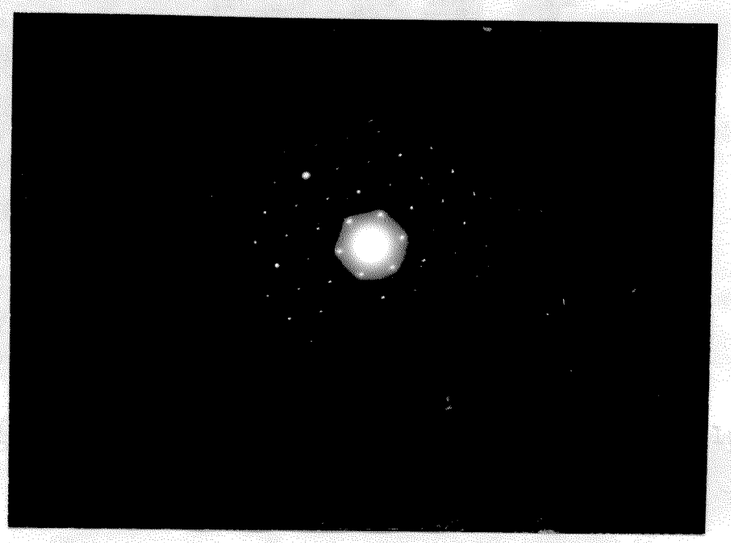
Şekil 37

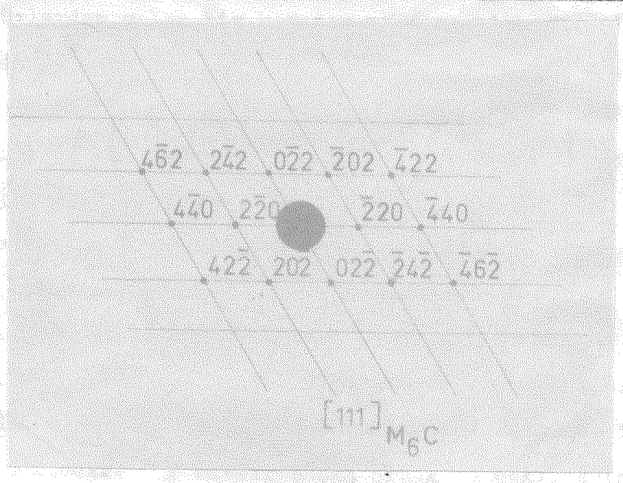
18-4-1 çeliğinden çıkarılan çözünmemiş M_6C karbürleri. 1300°C/1-500°C/25s-Karbon replika-16000X



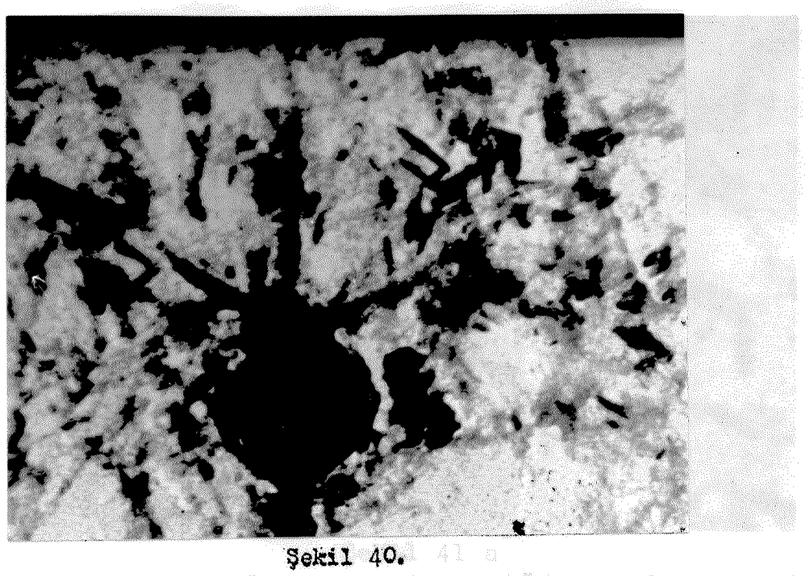
Şekil 38

18-4-1 çeliğinden çıkarılan çözünmemiş bir köşeli M_6C karbürü. 1300°C/1s-500°C/25s-Karbon replika-18000X



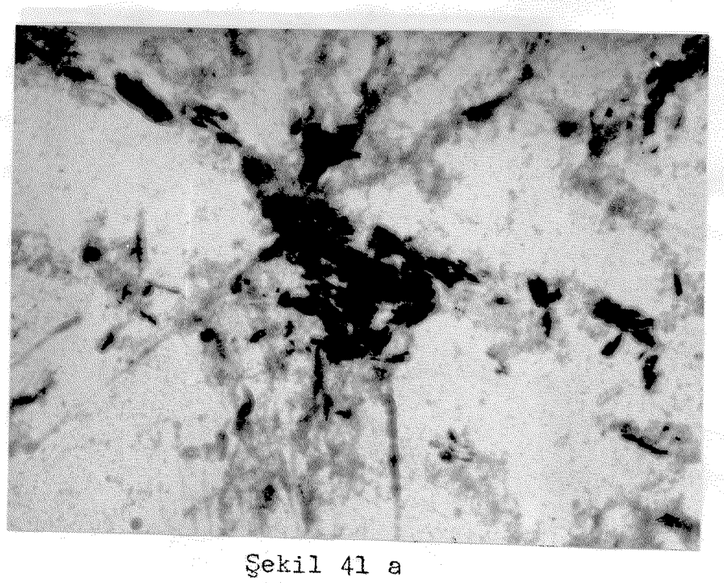


Şekil 39
Bir M_6C karbüründen alınan kırınım fotoğrafı ve analizi



Şekil 40.
18-4-1 çeliğinden çıkarılan karbürler
1300°C/1s - 500 C/25s - karbon replika - 22.500X

tanınan karbürlerden gelen bir kırınım noktası elektron mikroskobunda objektif apertürü ile diğer noktalardan ayrılınca, elde edilen fotoğraf yalnız o kırınımı veren karbürleri gösterir. Bu şekilde elde edilen fotoğrafta kırınımı veren faz beyaz (fotoğraf kağıdında) ve diğer yerler siyah çıktığından bu teknikle elde edilen fotoğraflara siyah-alan fotoğrafları denir. Şekil 41 (a)(b)'de 500°C'da 25 saat temperlenmiş bir 18-4-1 çeliğinden alınmış böyle bir fotoğraf çifti görülmektedir. Kullanılan kırınım noktası bu sıcaklıklarda ilk kez görülen bir W_2C karbürüne aittir. Burada W_2C karbürleri sementit ile beraber görülmektedir. Buna bir başka örnek te Şekil 42(a)(b) de görülmektedir. Burada 550°C da 25 saat temperlenmiş bir 18-4-1 çeliğinin yapısından çıkarılan W_2C ile sementit karbürleri görülmektedir. Fakat, daha yüksek sıcaklıklarda sementit görülmemekte ve yeni karbür olarak W_2C çökelmektedir. (Şekil 43 a,b).

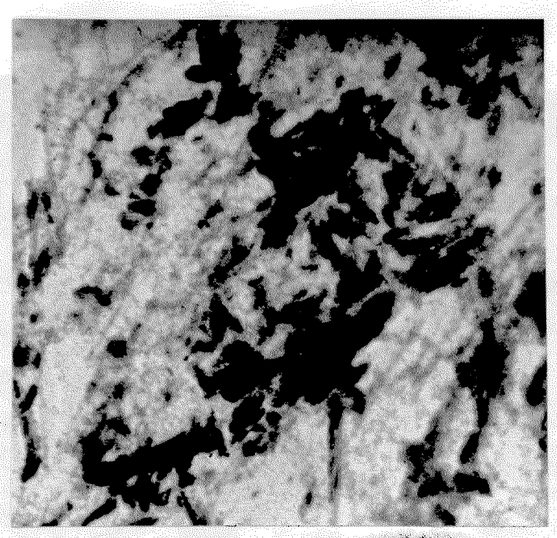


Şekil 41 a

18-4-1 çeliğinden çıkarılmış karbürler.1300°C/1s-500°C/25s-karbon replika-26000X

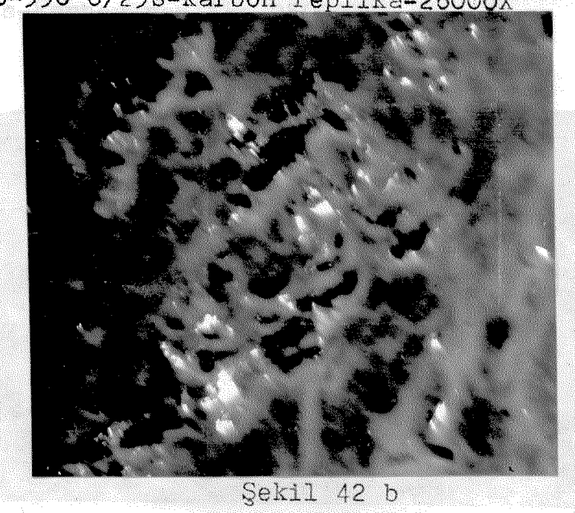
Şekil 41 b

Şekil 41 de gösterilen fotoğrafın bir W_2C-kırınım noktası kullanılarak alınmış siyah-alan fotoğrafı



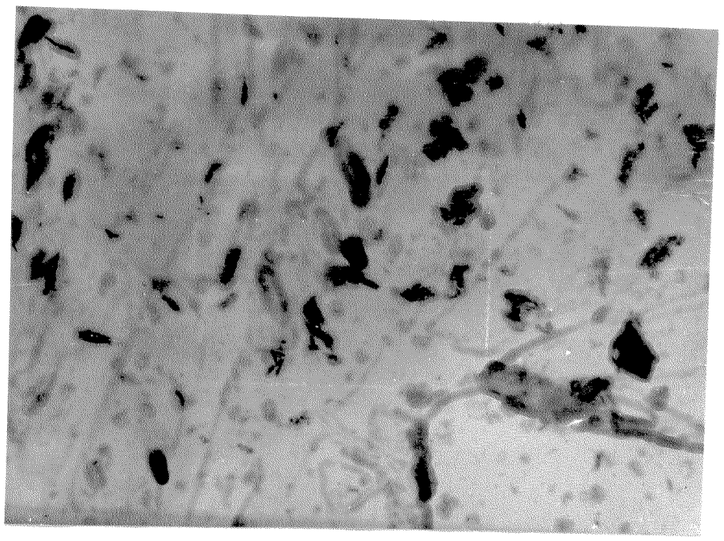
Şekil 42 a

18-4-1 çeliğinden çıkarılmış W_2C ve Fe_3C karbürleri.
1300°C/1s-550°C/25s-karbon replika-26000X



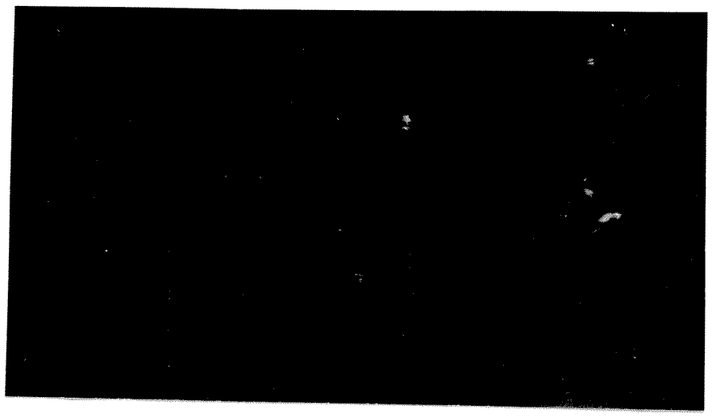
Şekil 42 b

Şekil 42 a'da görülen fotoğrafın bir W_2C kırınım noktası kullanılarak çekilmiş siyah-alan fotoğrafı.



Şekil 43 a

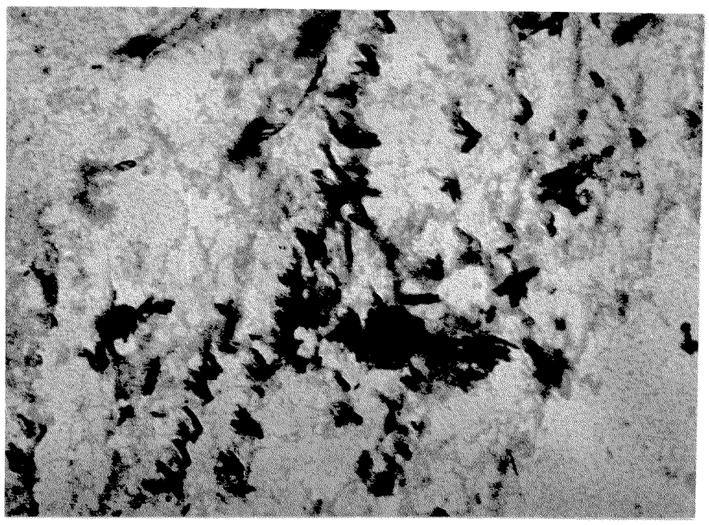
18-4-1 çeliğinden çıkarılmış W_2C karbürleri-1300°C/1s-600°C/25s-karbon replika-25000X



Şekil 43 b

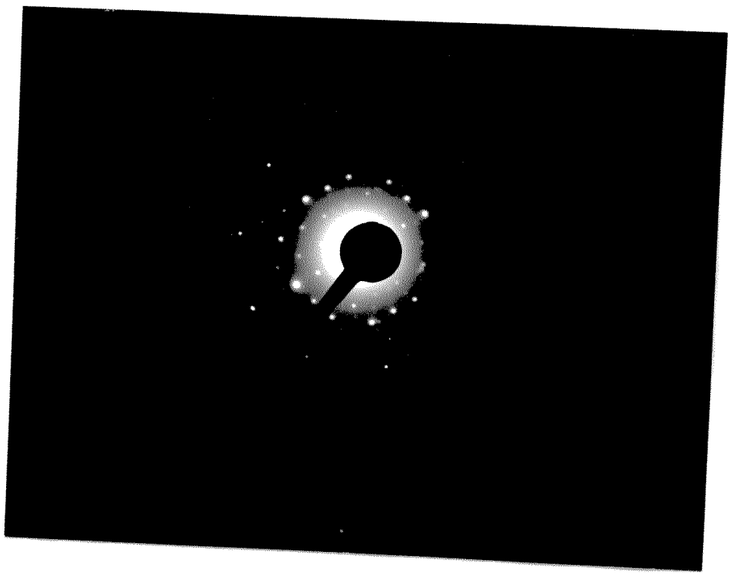
Şekil 43 a'da görülen fotoğrafın bir W_2C kırınım noktası kullanılarak çekilmiş siyah-alan fotoğrafı.

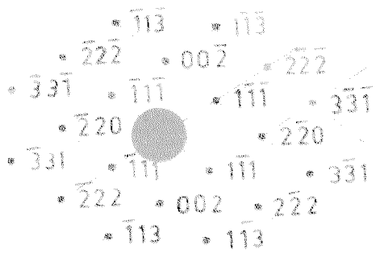
650°C'da 25 saat temperlenmiş 18-4-1 çeliğinin yapısında ise bu arbürler ayrıntılı olarak görülebilmektedirler (Şekil 44).



Şekil 44
18-4-1 Çeliğinden Çıkarılmış W_2C Karbürleri
1300°C/1s - 650°C/25s - Karbon Replika ~ 26,000 X

İkinci sertleşmenin en yüksek değerine ulaştığı sıcaklıkların üzerinde yapılan temperleme işlemleri W_2C karbürü dışında bir de $M_{23}C_6$ karbürünün çökeldiğini göstermiştir. 600°C'de 50 saat ve 700°C'da 10 saat temperlenmiş 18-4-1 çeliklerinden alınan kırınım fotoğrafları Şekil 45 ve 46'da görülmektedir. 700°C sıcaklıkta yapılan temperlemelerde ara sıra V_4C_3 karbürünün de çökelmeye başladığı görüldü. Şekil 47'de bu karbürlerden birinden alınan bir kırınım fotoğrafı görülmektedir. Bu sıcaklıklarda yukarıda değinilen karbürler dışında ayrıca yeni M_6C karbürleri de çökelmektedir. 700°C'da temperlenmiş bir 18-4-1 çeliğinden çıkarılmış bu tip karbürlerden alınan bir kırınım fotoğrafı Şekil 48'de gösterilmektedir. $M_{23}C_6$, V_4C_3 ve W_2C karbürlerinin d-aralığı değerleri Çizelge VIII ve Çizelge IX'da verilmiştir.

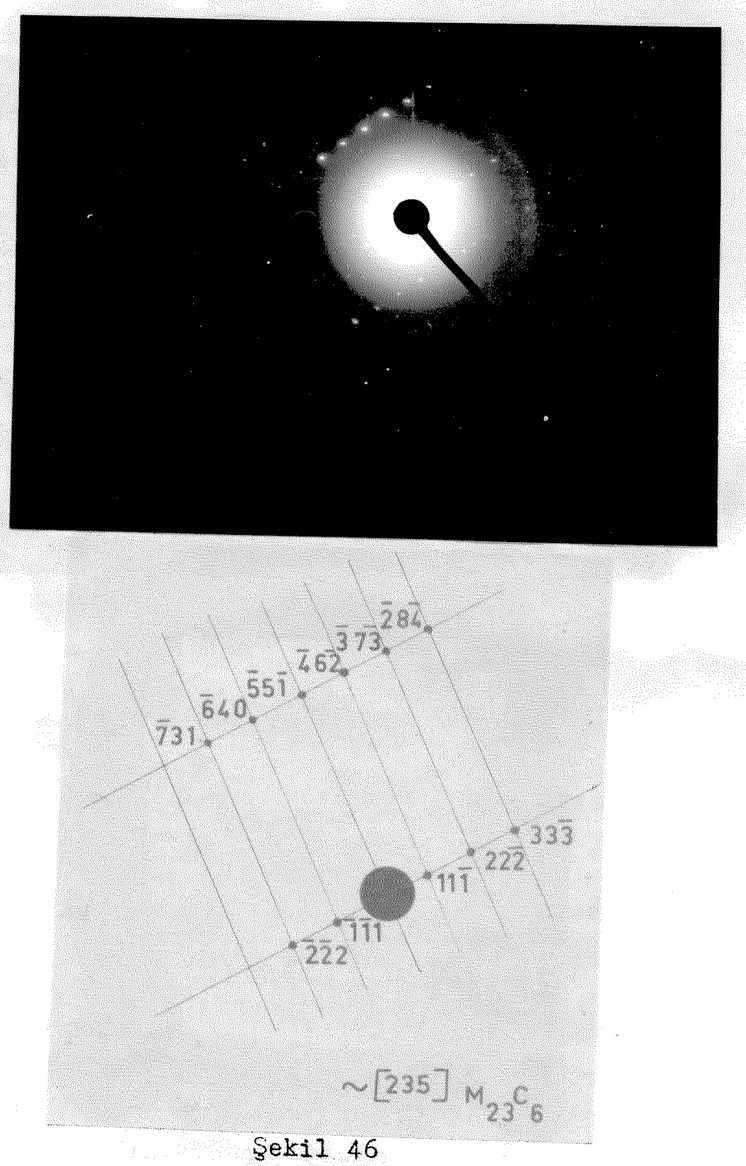




[110] $M_{23}C_6$

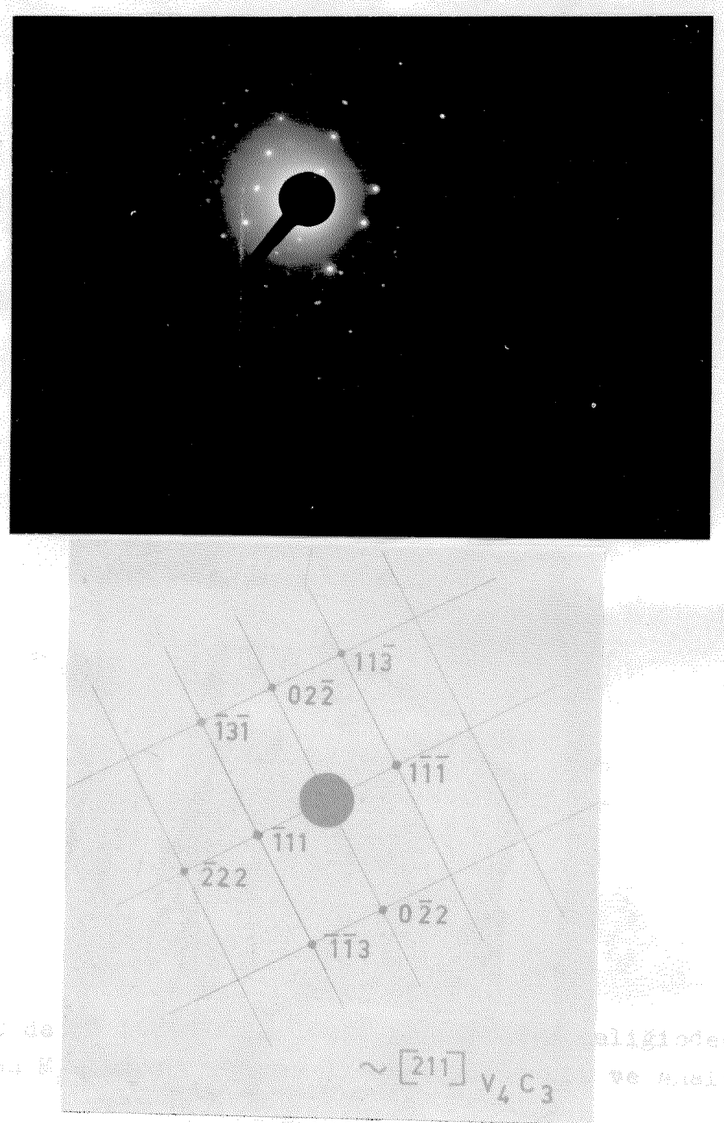
Şekil 45

600°C da 50 saat temperlenmiş bir 18-4-1 çeliğinden alınan $M_{23}C_6$ karbürlerinin kırınım fotoğrafı ve analizi



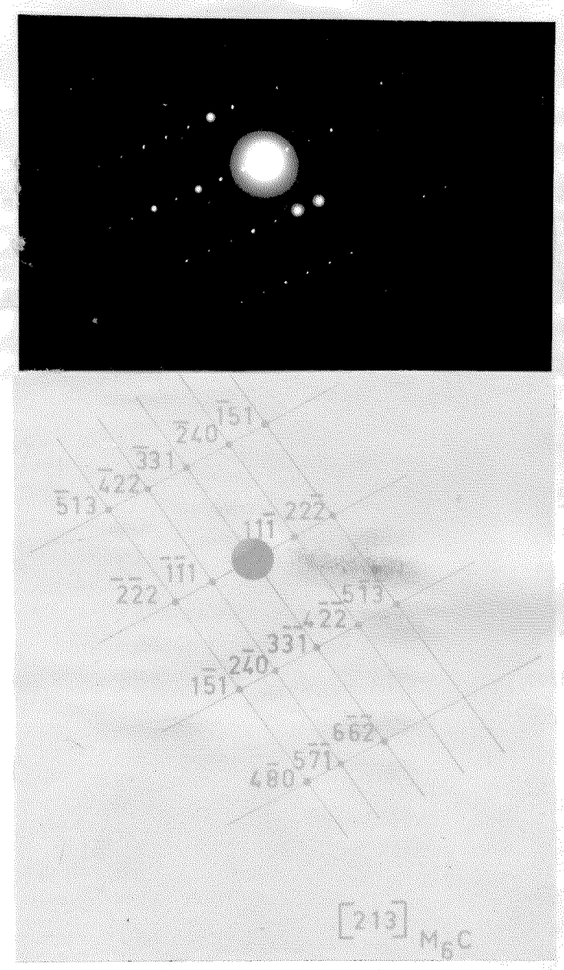
Şekil 46

700°C da 10 saat temperlenmiş bir 18-4-1 çeliğinden alınan $M_{23}C_6$ karbürlerinin kırınım fotoğrafı ve analizi



Şekil 47

700°C da 22 saat temperlenmiş bir 18-4-1 çeliğinden alınan V_4C_3 karbürlerinin kırınım fotoğrafı ve analizi



Şekil 48

700°C da 50 saat temperlenmiş bir 18-4-1 çeliğinden alınan M_6C karbürlerinin kırınım fotoğrafı ve analizi

ÇİZELGE VIII.

$M_{23}C_6$- Karbürünün d-aralığı Değerleri
Kristal yapı: Yüzey-merkezli kübik, a_0= 10.6214 A

-d-aralığı	(hkl)	d-aralığı	(hkl)
6.132	111	1.298	337
5.311	002	1.288	028 446
3.755	022	1.252	228 066
3.203	113	1.227	157 555
3.066	222	1.218	266
2.655	004	1.188	048
2.437	133	1.166	119 357
2.375	024	1.159	248
2.168	224	1.132	466
2.044	333 115	1.113	139
1.878	044	1.084	448
1.795	135	1.068	557 177,339
1.770	006 244	1.062	00,10 068
1.679	026	1.042	02,10 268
1.620	335	1.023	159 377
1.601	226	1.022	22,10 666
1.533	444		
1.487	117 115		
1.473	046		
1.419	246		
1.383	137 355		
1.328	008		

ÇİZELGE IX

V_4C_3 - Karbürünün d-aralığı değerleri

Kristal yapı: Yüzey merkezli kübik, a_0= 4.160 A

d-aralığı, A	(hkl)
2.402	111
2.080	200
1.471	220
1.254	311
1.201	222
1.040	400
0.954	331
0.930	420
0.849	422
0.801	333 511
0.735	440
0.703	531
0.693	600 442

W_2C - Karbürünün d-aralığı değerleri

Kristal yapı: Hegzagonal, a=b=2.992 A, c=4.722 A

d-aralığı	(hkl)	d-aralığı	(hkl)
4.7220	00.1	1.2956	02.0
2.5911	01.0	1.2637	11.2
2.3610	00.2	1.2494	02.1
2.2716	01.1	1.1805	00.4
1.7452	01.2	1.1358	02.2
1.5740	00.3	1.0844	11.3
1.4960	11.0	1.0743	01.4
1.4261	11.1	1.0003	02.3
1.3453	01.3		

Elektron-kırınım fotoğraflarının analizlerinde kırınım-fotoğrafları genellikle "iyi" ve "kötü" diye kabaca sınıflandırılırlar. "İyi"den anlaşılan kesinlikle bir kristallografik zon'a ait kırınım gösteren fotoğraflardır. Yani bunlar kesinlikle indislenebilen fotoğraflardır. Bunların dışındakiler ise birden fazla zon ya da kristal yapıya ait kristal noktalar gösterebilirler. Nokta şiddetleri bir bakıma bu özelliklere bağlı olduğundan bir kısım kırınım-fotoğrafların tam analizi imkânsız olabilmektedir. Bu gibi fotoğraflardan çıkarılabilecek en büyük bilgi kırınım-noktalarının hangi d-aralığı değerlerine ait olduğunu bulmak olur. Bu araştırmada da 7 kadar bu tip kırınım fotoğrafını indislemek mümkün olamamıştır Bunlardan çıkarılan d-aralığı değerleri Çizelge X'da sıralanmıştır.

C. X-Işınları Metalografisi.

Klâsik biçimde yapılan X-ışınları çalışmalarında Debye-Scherer kamerası ile çekilen kırınım fotoğrafları çökelen fazları tanımalarda çok kullanılır. Yalnız bu çalışmada karbür çökelimlerini belirlemek amaç edildiğinden, X-ışınları, çalışmaları elektrolitik olarak çıkarılan karbürlerin analizleri üzerine yapıldı. Bilindiği gibi bu tip çalışmalarda araştırılan fazlar birden fazla ise ana fazın dışındaki fazların X-ışınları ile tanınabilmeleri için numunenin toplam kütlesinin %3'ünden yukarı olması gerekmektedir. Çökelen yeni karbürler çözünmemiş M_6C karbürlerine oranla çok daha az olduğundan X-ışınları-analizlerinde görülmediler. Şekil 49 a,b buna örnek olarak gösterilebilir.

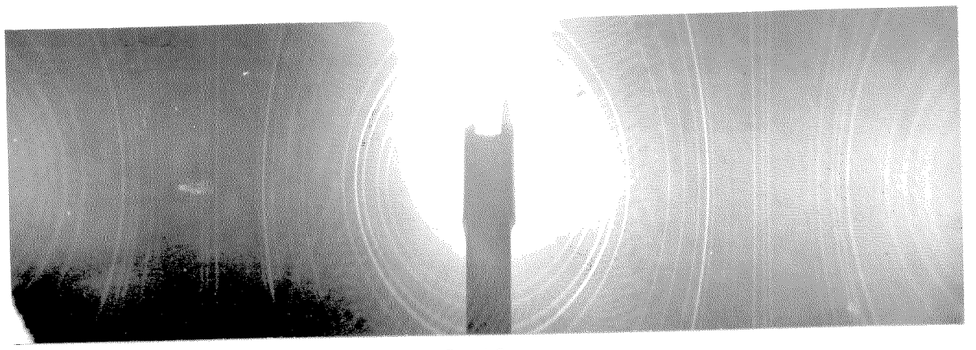
Debye-Scherer fotoğraflarında görülememelerine rağmen, yeni karbürlere ait bazı yansımalar X-ışınları difraktograflarında (kırınım-eğrileri) görülmüştür. Özellikle $M_{23}C_6$ karbürü 550°C

Elektron-kırınım fotoğraflarının analizlerinde kırınım-fotoğrafları genellikle "iyi" ve "kötü" diye kabaca sınıflandırılırlar. "İyi"den anlaşılan kesinlikle bir kristallografik zon'a ait kırınım gösteren fotoğraflardır. Yani bunlar kesinlikle indislenebilen fotoğraflardır. Bunların dışındakiler ise birden fazla zon ya da kristal yapıya ait kristal noktalar gösterebilirler. Nokta şiddetleri bir bakıma bu özelliklere bağlı olduğundan bir kısım kırınım-fotoğrafların tam analizi imkânsız olabilmektedir. Bu gibi fotoğraflardan çıkarılabilecek en büyük bilgi kırınım-noktalarının hangi d-aralığı değerlerine ait olduğunu bulmak olur. Bu araştırmada da 7 kadar bu tip kırınım fotoğrafını indislemek mümkün olamamıştır Bunlardan çıkarılan d-aralığı değerleri Çizelge X'da sıralanmıştır.

C. X-Işınları Metalografisi.

Klâsik biçimde yapılan X-ışınları çalışmalarında Debye-Scherer kamerası ile çekilen kırınım fotoğrafları çökelen fazları tanımalarda çok kullanılır. Yalnız bu çalışmada karbür çökelimlerini belirlemek amaç edildiğinden, X-ışınları, çalışmaları elektrolitik olarak çıkarılan karbürlerin analizleri üzerine yapıldı. Bilindiği gibi bu tip çalışmalarda araştırılan fazlar birden fazla ise ana fazın dışındaki fazların X-ışınları ile tanınabilmeleri için numunenin toplam kütlesinin %3'ünden yukarı olması gerekmektedir. Çökelen yeni karbürler çözünmemiş M_6C karbürlerine oranla çok daha az olduğundan X-ışınları-analizlerinde görülmediler. Şekil 49 a,b buna örnek olarak gösterilebilir.

Debye-Scherer fotoğraflarında görülememelerine rağmen, yeni karbürlere ait bazı yansımalar X-ışınları difraktograflarında (kırınım-eğrileri) görülmüştür. Özellikle $M_{23}C_6$ karbürü 550°C



Şekil 49 a

18-4-1 çeliğinden cıkarılan karbürlerin X-ışınları kırınım fotoğrafı. 1300°C/1_s-500°C/20s-Yalnız M_6C

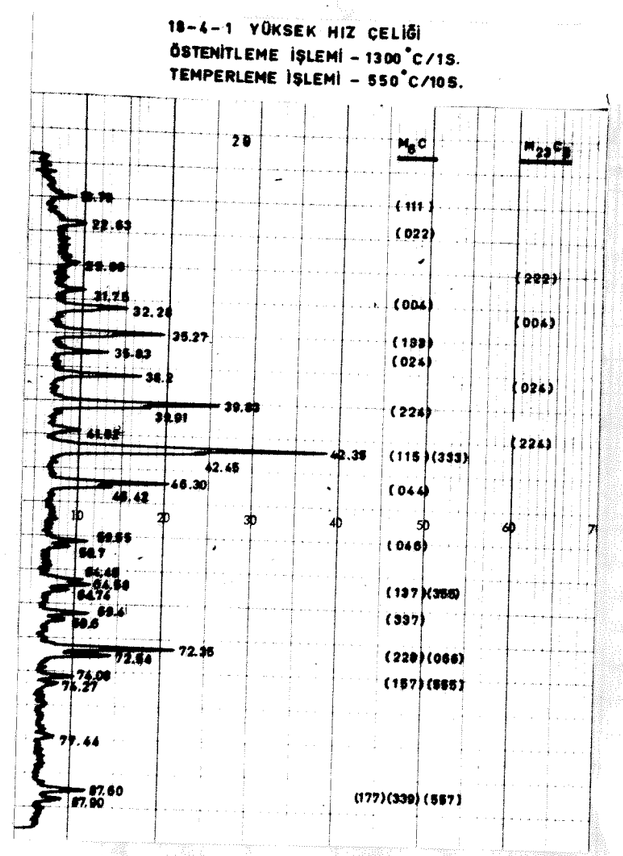
Şekil 49 b

18-4-1 çeliğinden cıkarılan karbürlerin X-ışınları kırınım fotoğrafı. 1300°C/1_s-700°C/20s-Yalnız M_6C

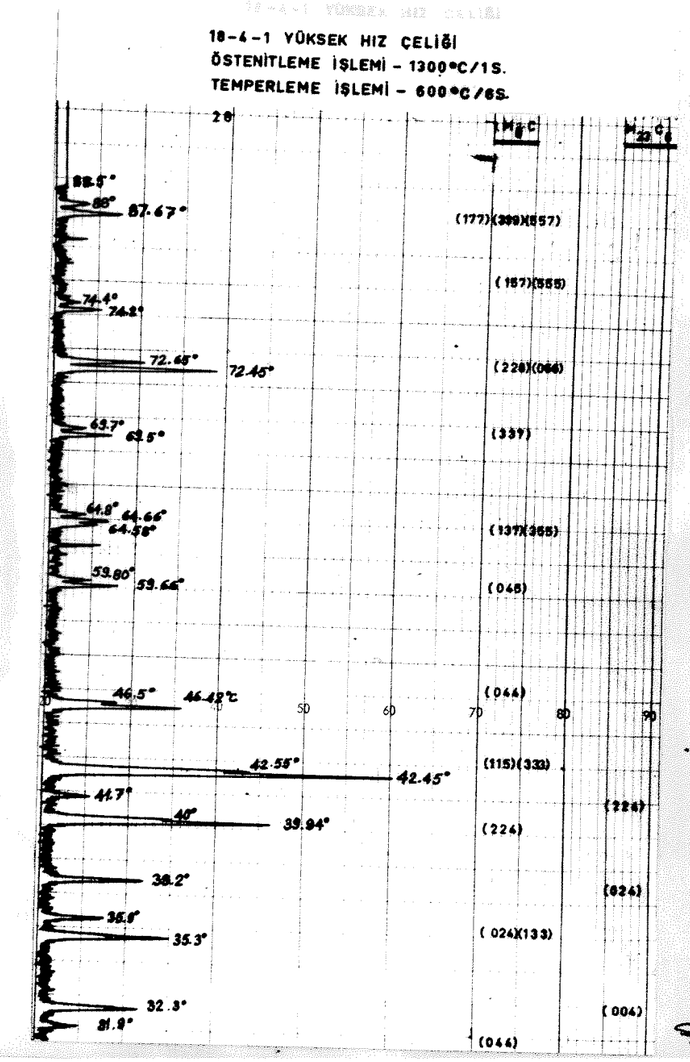
üzerindeki sıcaklıklarda çökelmektedir. 550°C ile 700°C arasında sıcaklıklarda temperlenmiş 18-4-1 çeliğine ait fotoğraf Şekil 50-53 ve Çizelgeler XI-XII aşağıda gösterilmiştir.

Optik metalografik, elektron metalografi ve X-ışınları metalografik yolları ile bulunan sonuçları özetliyecek olursak, çeşitli temperleme işlemlerinden sonra çökelen karbürler elde edilen delillere göre Çizelge XIII'deki gibi sıralanırlar. Buradan da görüleceği gibi çözünmemiş M_6C karbürlerinde genellikle bir değişme olmamaktadır. Sementit 550°C'a kadar gittikçe azalan miktarlarda çökelmekte, W_2C ise muhtemelen 450°C üzerinde çökelmeye başlamaktadır. V_4C_3 ile yeni M_6C karbürleri 650°C'dan sonra çökelmeye başlamalarına rağmen, $M_{23}C_6$ karbürü 500°C ile 600°C arasında çökelebilmektedir.

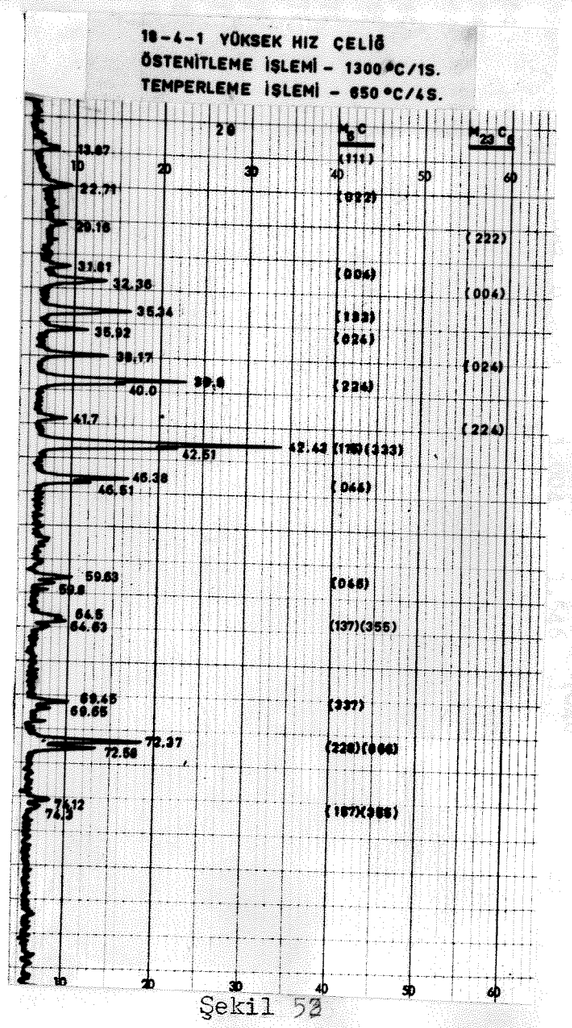
Elektrolitik yolla çıkarılan karbür karışımlarının floresans analizi yapıldığında özellikle $\frac{W}{Fe}$ ağırlık oranında belirecek değişim çökelen karbürler hakkında bir fikir edinmemizi sağlıyabilir. Su-verilmiş ve çeşitli sıcaklıklarda temperlenmiş 18-4-1 çeliklerinden çıkarılan karbürler üzerinde yapılan X-ışınları floresans analizleri sonuçlarından bazıları Şekil 54-57'de gösterilmiş ve Şekil 58'de özetlenmiştir. Görüldüğü gibi $\frac{W}{Fe}$ oranı 500°C'da en yüksek değerine ulaşmakta ve ondan sonra düşmektedir. Bu da 500°C civarında W_2C tipi çökelimlerin en yüksek değerine ulaştığını ve daha yukarı sıcaklıklarda bunun azalıp diğer tip karbürlerin başlıca $M_{23}C_6$ ve V_4C_3 çökeliminin başladığını doğrulamaktadır.



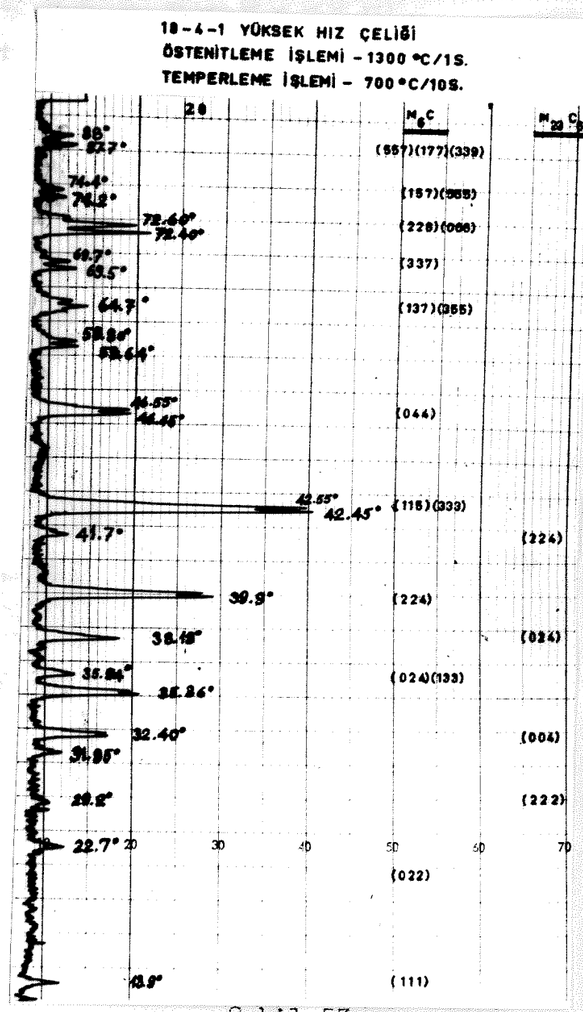
Şekil 50



Şekil 51.



Şekil 52



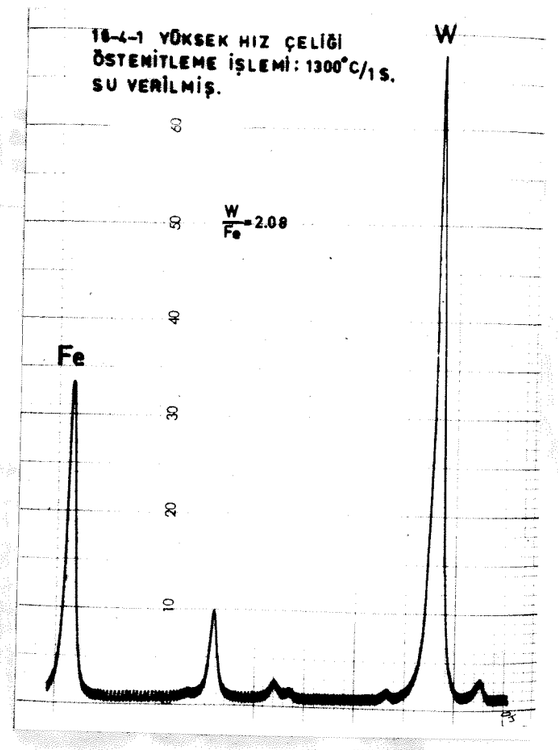
Şekil 53

ÇİZELGE XI.

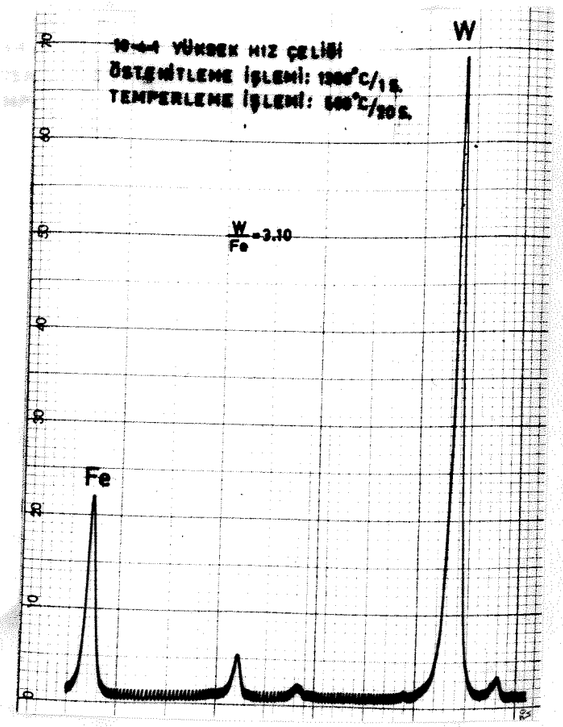
2 θ	θ	Sin θ	2 Sin θ	$\frac{1}{2 \sin \theta}$	$\frac{\lambda}{2 \sin \theta}$	M_6C	$M_{23}C_6$	Şiddet
31.9	15.95	0.2748	0.5496	1.82	2.804	(004)		20
32.3	16.15	0.2900	0.58	1.725	2.657		(004)	9
35.3	17.65	0.3032	0.6064	1.650	2.542	(133)		6
35.9	17.95	0.3090	0.618	1.618	2.425	(024)		14
38.2	19.1	0.3272	0.6544	1.529	2.355		(024)	8
39.94	19.97	0.3414	0.6828	1.465	2.256	(224)		2
40.00	20.00	0.3420	0.6840	1.462	2.252			7
41.7	20.85	0.3560	0.712	1.405	2.164		(224)	19
42.45	21.22	0.3620	0.724	1.382	2.129	(115)(333)		1
42.55	21.28	0.3628	0.7256	1.378	2.123			3
46.42	23.21	0.3940	0.788	1.269	1.954	(044)		5
46.5	23.25	0.3946	0.7892	1.267	1.952			11
59.66	29.83	0.4977	0.9954	1.005	1.548	(046)		12
59.80	29.90	0.4982	0.9964	1.004	1.546			21
64.58	32.29	0.5342	1.0684	0.936	1.442	(137)(355)		17
64.66	32.33	0.5349	1.0698	0.935	1.440			16
64.80	32.40	0.5355	1.071	0.934	1.439			22
69.50	34.75	0.5700	1.14	0.878	1.353	(337)		15
69.70	34.85	0.5715	1.143	0.875	1.348			23
72.45	36.22	0.5915	1.183	0.845	1.302	(228)(066)		4
72.65	36.33	0.5925	1.185	0.844	1.300			10
74.2	37.10	0.6030	1.206	0.829	1.277	(157)(555)		18
74.4	37.20	0.6050	1.21	0.827	1.274			25
87.67	43.84	0.6930	1.386	0.722	1.112	(177)(339)(557)		13
88.00	44.00	0.6950	1.39	0.72	1.109			24

18-4-1 ÇELİĞİNİN TEMPERLENMESİNDE ÇÖKELEN METAL KARBÜRLERİ

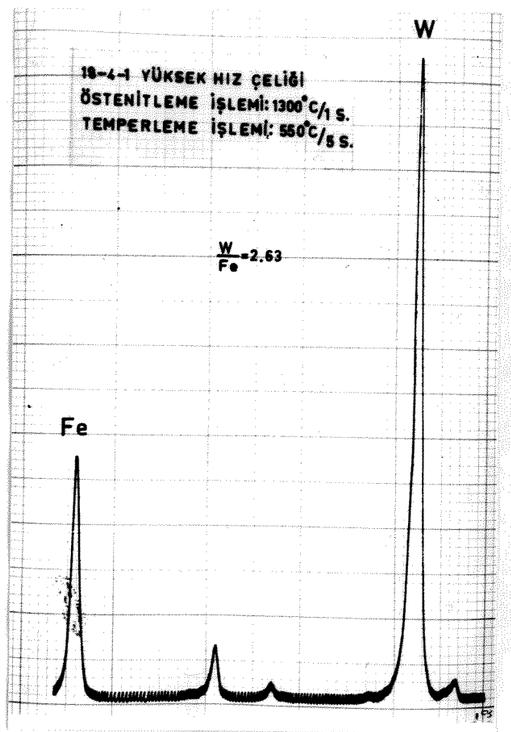
IŞIL İŞLEM	BULUNAN KARBÜR				
	M_6C	Fe_3C	W_2C	$M_{23}C_6$	V_4C_3
1300 °C/1 s. SU VERİLMİŞ	●	—	—	—	—
450 °C/50 s.	●	●	● ?	—	—
500 °C/10 s.	●	●	● ?	—	—
500 °C/25 s.	●	●	●	—	—
550 °C/10 s.	●	●	●	—	—
550 °C/25 s.	●	—	●	●	—
600 °C/ 5 s.	●	—	●	●	—
600 °C/40 s.	●	—	●	●	—
650 °C/10 s.	●	—	●	●	—
700 °C/10 s.	●	—	●	●	●
700 °C/10 s.	●	—	●	●	●



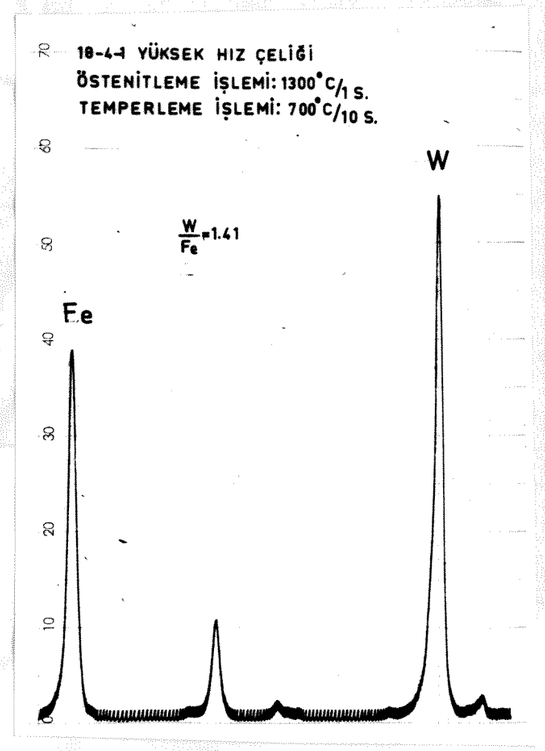
Şekil 54



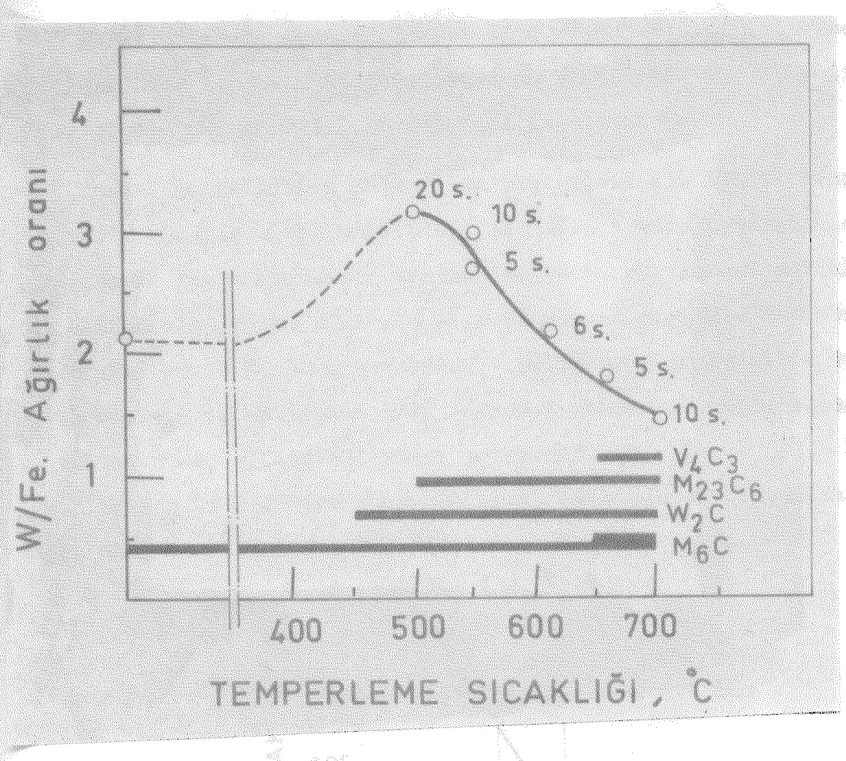
Şekil 55



Şekil 56



Şekil 57



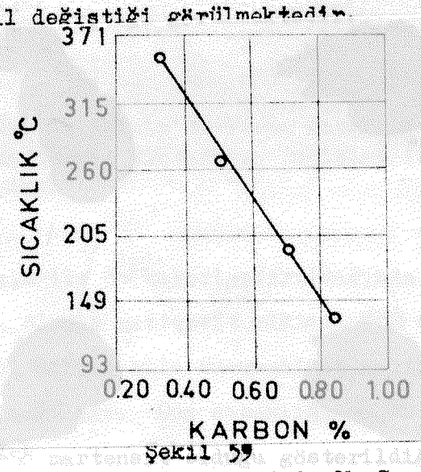
Şekil 58

18-4-1 Çeliğinden Çıkarılan Karbürlerin
Floresans Analizi Sonuçları

SONUÇLARIN TARTIŞMASI.

Bu araştırmada ağırlık 18-4-1 tipi yüksek-hız-çeliklerine verildiğinden sonuçlar tartışılırken de genellikle bu tip çeliklerde oluşan faz dönüşümleri üzerinde durulacaktır.

18-4-1 çeliklerinin östenitleme işlemleri ile ilgili araştırmalar ilk bölümde eleştirilmişti. Bu nedenle burada östenitleme sırasındaki faz dönüşümleri tartışılmayacaktır. 18-4-1 çeliklerinin karbon miktarları %0.7 ile %1.0 arasındadeğişmekle beraber çoğunlukla %0.75-%0.80 arasındadır. Çeliklerde martensite-dönüşümün başlama sıcaklığının - M_B - karbon miktarına bağlı olduğundan bu miktarın kesinlikle bilinmesi gerekmektedir. Şekil 59'da M_B sıcaklığının 18-4-1 tipi yüksek-hız-çeliklerinde karbon miktarına bağlı olarak nasıl değiştiği görülmektedir.

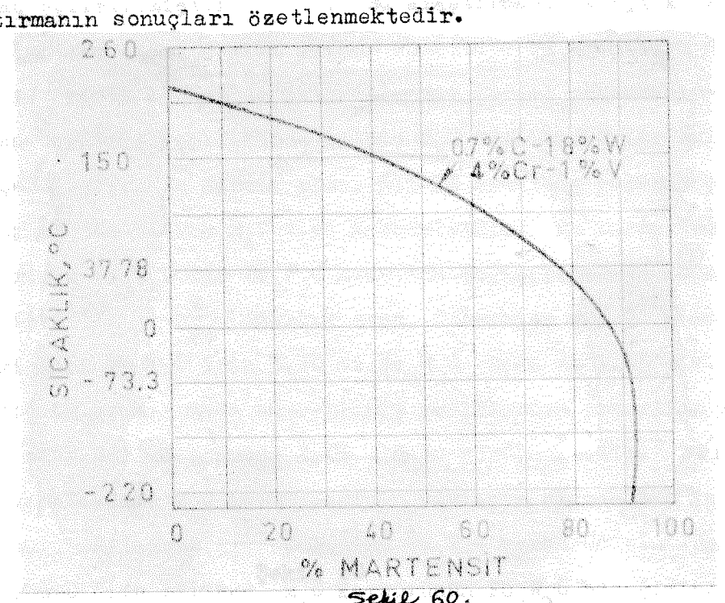


Şekil 59

18-4-1 Yüksek-Hız-Çeliklerinin M_B Sıcaklığının %C'a Göre Değişimi (REF.45)

Bu çalışmada kullanılan çeliklerin bileşimlerindeki karbon %0.75 olduğundan M_B-sıcaklıkları 175°C-180°C olarak alınabilir. Su-verme işlemleri yaklaşık olarak 5°C'da su içinde yapıldığından

su-verilmiş çeliğin yapısında %60-80 arasında martensit bulunabilir. Şekil 60'da 18-4-1 tipi bir çelikte Cohen[106] tarafından yapılan bir araştırmanın sonuçları özetlenmektedir.



Şekil 60.
Bir 18-4-1 Çeliğinin Su-Verme Sıcaklığına Göre, Oluşan Martensit Miktarının Değişimi (Ref.106)

Bu Şekil 9 a,b ile de karşılaştırıldığında görüldüğü gibi bu çelikte de 5°C'da oluşan martensit miktarı %80 civarındadır. Bu değer yüksek kabul edilse bile su-verilmiş yapılardaki martensit %60-70'den aşağı değildir. Oda sıcaklığında su-verilmiş bir çeliğin yapısında en az %58 martensit olduğu gösterildiğine göre[43] bu çalışmada elde edilen martensit miktarı %70-80 civarında kabul edilebilinir.

Su-verilmiş 18-4-1 çeliklerinin yapılarında ayrıca östenitleme sırasında çözünmemiş karbürler bulunmaktadır. Bunların miktarı genellikle %15 [13],[17],[16],[18] ile %18 [20],[21],[23] arasında değişebilir. Bunlar çoğunlukla M_6C karbürleri olmalarına rağmen özellikle 1300°C'ın altında veya kısa süreli östenitlenmiş numunelerde

MC karbürleri de olabilirler. 1300°C'da östenitlenmiş 18-4-1 çeliğinde MC bulunduğunu yalnızca Kayser ve Cohen ileri sürmüşler[13], bunun yanında yalnız M_6C bulunduğu birçok araştırmacılar tarafından belirtilmiştir[13-23]. Bu araştırmada da optik, X-ışınları ve elektron metalografik alınan sonuçlar, bu sonuncuyu desteklemektedir; yani, 1300°C'da östenitlenmiş 18-4-1 yüksek-hız-çeliklerinin su-verilmiş yapılarında yalnız M_6C tipi karbürler bulunmaktadır (Şekil 22). Bu duruma göre, %15-18 arasında bulunan çözünmemiş karbürler tüm olarak M_6C tipi karbürlerdir. Bu karbürlerin bileşimlerinin Fe_3W_3C ile Fe_4W_2C arasında değişebileceği daha önce belirtilmişti[9]. $\frac{W}{Fe}$ ağırlık oranı Colombier v.d.[24]'ninde gösterdiği gibi Fe_3W_3C için 3.30 ve Fe_4W_2C için de 1.65'tir. Şekil 54 ve 58'de bu araştırmada su-verilmiş çeliklerden çıkarılan karbürlerden elde edilen sonucun 2.08 olduğu görülmektedir. Buna göre, bu yapılardaki M_6C karbürlerinin yaklaşık olarak %28 kadarının Fe_4W_2C olduğu söylenebilir. Çoğunluk Fe_3W_3C karbürüdür. Yüksek-hız-çeliği karbürü diye bilinen M_6C karbürünün Fe_3W_3C bileşimine daha yakın olduğu Westgren[10] tarafından da çok önceleri belirtilmişti. Ne var ki bu karbürlerin oranları bundan önce hiçbir araştırmacı tarafından verilmemiştir. Bu karbürün yapısını en son araştıran Bojarski ve Leciejewicz[107] olmuştur. Bunlara göre Fe_3W_3C %74.80 W, %24.97 Fe ve %1.50 C ihtiva etmektedir ve kafes parametresi de a_{M_6C} = 11.087 ± 0.001 A olarak verilmektedir. Bu değer yalın karbüre aittir; yüksek-hız-çeliklerinde biraz farklı olabilir. Nitekim, Bojarski'nin[22] 18-4-1 çeliği için verdiği değer, 11.040 A civarındadır (Şekil 7).

Martensitik matris ile çözünmemiş karbürlerden başka su-verilmiş yapıda bir de kalıntı östenit bulunmaktadır. Malkiewicz'in[23] 18-4-1 çeliğinin östenitleme özellikleri üzerine yaptığı çalışmalar Şekil 2'de özetlenmiştir. 1300°C'da östenitlenmiş bir 18-4-1

çeliğinin yapısında yaklaşık olarak %15-20 kadar kalıntı östenit bulunacaktır.

Demek ki 1300°C'da 1 saat östenitlenmiş ve 5°C'da su-verilmiş bir 18-4-1 çeliğinin yapısında şunlar bulunacaktır :

% 60-70	Martensit
% 15-18	Çözünmemiş M_6C-karbürü
% 15-20	Kalıntı östenit

Su-verilmiş 18-4-1 çeliğinin yüksek sertliğini(~ 900 VPN) veren yapısındaki oldukça sert (1800-2100 VPN-50 grm)[73] M_6C tipi karbürler ile martensitik matristir.

Son yıllarda martensitin kuvvet kaynağı üzerine yapılan araştırmalar[108-112] martensitin sertliğinin çoğunlukla bir gerilim-sertleşmesinden ileri geldiği gerçeğini ortaya koymuştur. Tetragonal martensit aşırı doymuş kübik ferrit gibi düşünülürse, kristal yapı içerisindeki yüksek sayıdaki dengesiz karbon atomları bulundukları yerlerde gerilim alanları yaratmakta olduğu görülür. Bu gerilim alanları plâstik-deformasyonu güçleştirmekte ve dolayısıyla yapıya sertlik kazandırmaktadır. Karbon miktarı arttıkça bu sertlik de artmaktadır, fakat genellikle %0.8 C'dan daha y karı seviyelerde martensitin sertliği artmamaktadır[109-110]. 18-4-1 çeliğinde de % 0.75 C olduğuna göre bu çeliklerin su-verilmiş yapılarındaki martensitin sertlik değerinin martensitin en yüksek sertlik değerine yakın olması beklenir.

Temperleme işlemine tutulan böyle bir yapı, 450°C sıcaklıklara kadar temperlenince, M_6C karbürleri bir faz dönüşümüne uğramamalarına rağmen martensit tetragonalliğini kaybedip demir-karbür çökelimlerine yol açar ve çelik yumuşar. Şekil 18'den de görüldüğü gibi bu yumuşama isotermal sertlik eğrilerinde de belirmekte ve 500°C ile 600°C arasında 2 saat kadar bir temperleme işlemi 18-4-1 çeliğinin sertliğinin 840 VPN'e kadar düşmesine yol açmaktadır. İsotermal

yapılan işlemlerde de temperlemenin başlangıcında martensit birden tetragonalliğini kaybetmekte ve yapıda demir karbürler çökelmektedir. Şekil 26, 29-32'den de görüldüğü gibi martensitik yapı, martensit tane sınırlarında çökelen karbürlerin dağlanması sonucu, 650°C'a kadarki temperlenen yapılarda halâ görülmekte, fakat daha yukarı sıcaklıklarda kaybolmaktadır. Buradan da martensit yapının 650°C üzerinde çok çabuk dönüştüğü söylenebilir. Zaten sertlik eğrileri de 650°C ve üzerindeki sıcaklıklarda yumuşama gösterdiklerinden bu sonuca varılabilir.

450°C'a kadarki temperlemeler sonucu su-verilmiş 18-4-1 çeliğinin sertliği düşmesine rağmen bundan sonra bir artış göstermektedir. İkinci sertleşmenin başlangıcı da burasıdır ve Cohen ve Koh'un[49] yüksek-hız-çeliklerinin temperlenmelerini klâsik sınıflandırmalarına göre, temperlemenin dördüncü bölümünü teşkil etmektedir.

Bu sıcaklıklarda martensit dönüşümünün yavaşlaması ya da gecikmesi söz konusu olmadığına göre- atomların yayınma hızları sıcaklıkla artar - buradaki sertlik artışını bir çökelim-sertleşmesinde aramak gerekmektedir. Bu araştırmada uygulanan elektron-metalografi ve X-ışınları metalografi yolları sonucu, 450°C'ın üzerindeki sıcaklıklarda yapılan temperleme işlemlerinin 18-4-1 çeliğinin yapısında geniş ölçüde yeni tip bir karbürün çökeldiğini göstermiştir.

Birinci bölümde de belirtildiği gibi ikinci sertlik olayından önce çökelen karbürün M_3C olduğu bilinmektedir (Bak s.25). Hattâ, sementitten önce ε-karbürün çökeldiği de belirtilmiştir[80-81]. Genellikle ε-karbürün 300°C'ın üzerindeki sıcaklıklarda çökelmediği kabul edildiğinden 18-4-1 çeliklerinin temperleme işlemleri sırasında da çökelmediği söylenebilir. Sementit ise, bu araştırmada da gösterildiği şekilde, 550°C'a kadarki sıcaklıklarda yapılan temperleme işlemlerinde çökelebilmektedir. Bu demir-karbürü, genellikle 250°C üzerindeki sıcaklıklarda yapılan temperleme işlemleri sonucu

çökelmektedir[113]. Sıcaklık artı kça da çökelme hızında bir artış bekleneceğinden 450°C ile 550°C arasındaki temperlemelerde ilk çökelen karbürün sementit olduğu açıkca ortaya çıkar.

Karbonun yayınma hızının bu sıcaklıklarda 250°C, 350°C'a nazaran daha yüksek olduğundan 450°C ile 550°C arasında çökelen sementit kolayca büyüyebilecektir. Bu araştırmada da görülen sementit oldukça büyük ince uzun iğneler şeklinde idi. Büyük karbür parçalarının ne bir çökelim-sertleşmesi ve nede bir bağlantı-sertleşmesi (coherency-hardening) doğurması beklenebilir. Bu nedenle 450°C ile 550°C arasındaki temperleme işlemlerinde ilk çökelen sementit karbürü olmasına rağmen, bunun çökelimi ikinci sertlik olayına hiç bir şekilde bir katkıda bulunmamaktadır. Aksine, sıcaklık artışı ile artan karbürlerin büyüme hızı bu sıcaklıklardaki temperlemeler sonucu su-verilmiş 18-4-1 çeliğinin yumuşamasına yol açmaktadır.

Sementit çökeliminin ikinci sertleşme olayına bir katkısı olmadığı böylece belirtildikten sonra, yukarda da değinildiği gibi bu olayın yeni çökelen metal karbürleri ile izahı gerekmektedir. Şekil 41 a,b ve 42 a,b'den de açıkca görüldüğü gibi bu sıcaklıklarda yapılan temperleme işlemlerinden sonra çökelen karbür W_2C karbürüdür. Bu karbürün diğer elementleri pek çözmediği hatırlanırsa, W_2C karbürünün çökelmesi sonucu, 18-4-1 çeliklerinden çıkarılan karbürlerde $\frac{W}{Fe}$ oranının artması beklenir. Şekil 58 incelendiğinde görüldüğü gibi, su-verilmiş çeliklerden çıkarılan karbürlerde bu değer 2.08 olduğu halde 500°C sıcaklıklardaki temperlemeler sonucu 3.0 değerinin üzerine çıkmaktadır. Bu sıcaklıkların altında Fe_3C-çökelimi ağır basacağından $\frac{W}{Fe}$ oranında 400°C ile 450°C'a kadar bir düşme beklenebilir. Kesin delil elde edilememesine rağmen W_2C karbür çökeliminin 450°C'da başlıyacağı düşünülebilir. Bundan sonraki sıcaklık artışları, sementite göre daha dengeli olan W_2C karbürü çökelimine

yol açacağından $\frac{W}{Fe}$ oranı da buna göre artma gösterecektir. Malkiewicz[23] in araştırmalarına göre (Şekil 11) çökelen karbür miktarında 400°C'dan sonra kesin ve ani bir artma olmaktadır. Özellikle 450°C üzerinde sementit çökeliminde bir azalma ve W_2C çökeliminde bir artış olacağından karbür çökelimi miktarının artışı, kendini $\frac{W}{Fe}$ oranı artışı şeklinde de gösterecektir.

18-4-1 yüksek-hız-çeliklerinin temperlenmeleri üzerine şimdiye kadar yapılan diğer çalışmalarda bu çeliklerde ikinci sertleşme ile W_2C çökelimi arasında bir ilgi olduğunu ortaya koymuştu[16][17][28][70-72],[82]. Bu, çalışmalar metot olarak X-ışınları üzerinde durduğundan W_2C karbürünü ancak 650°C ile daha üst sıcaklıklardaki temperlemelerden sonra bulabilmişler ve ancak sementitin yüksek sıcaklıklarındaki dengesizliği göz önüne alınarak W_2C karbürünün 650°C dan aşağılarda çökelmeye başlayıp ikinci sertleşmeyi doğurduğu görüşü ileri sürülmüştür. W_2C karbürünün 650°C ile daha yukarı sıcaklıklarda X-ışınları ile daha kolaylıkla tanınabilmesinin nedeni bu karbürün 500°C-550°C sıcaklıklarda çökeldiğinde karbür taneciklerinin çok küçük olmasıdır. Bu küçüklük nedeniyle de elektrolitik çıkarma işlemlerinde ancak büyük zorluklarla matristen ayrılmaktadır. Zaten miktar bakımından az olduğundan özellikle M_6C tarafından gölgelenmekte ve X-ışınları analizlerinden ortaya çıkmamaktadır.

18-4-1 yüksek-hız-çeliklerinin temperlemeleri üzerine yapılan çalışmalara paralel olarak Fe-W-C üçlü[79] ve Fe-W-Cr-C dörtlü[68] alaşımları ile yapılan çalışmalar da göstermiştir ki ikinci sertleşmenin en yüksek değerine ulaştığı sıcaklıklarda W_2C karbürü çökelmektedir. Gerek bu araştırmadaki sonuçlara, gerekse diğer araştırmacıların bulduğu sonuçlara dayanarak 18-4-1 tipi yüksek-hız-çeliklerindeki ikinci sertleşmenin W_2C karbürü çökelimi ile doğrudan doğruya ilgili olduğu kesinlikle söylenebilir.

Bu arada çeliklerde karbür çökelimi alanında sayılır bir otorite

olan Goldschmidt'ın[74], 18-4-1 tipi yüksek-hız-çeliklerindeki ikinci sertleşmeye O'nun "T" simgesini verdiği bir ara-karbürün çökeliminden doğduğu iddiası da hatırlanmalıdır. Goldschmidt'in araştırması yapılalı 20 yıla vardığı halde bu iddiayı destekliyecek başka hiçbir yayın yapılmamıştır. Bu araştırmada da gerek X-ışınları ve gerekse elektron-kırınım fotoğraflarının hepsi bilinen karbürlerle indislendiğinden, "T"-karbürünün varlığından bahsedilemez. Goldschmidt'in iddiası, muhtemelen bir yanlış ya da eksik indislemeden doğmuş olabilir.

18-4-1 çeliğinde ikinci sertleşme ile W_2C çökeliminin ilgisi belirtildikten sonra ikinci sertleşmenin nedeni ortaya çıkmaktadır. İkinci-sertleşme olayını en iyi şekilde gösteren vanadyumlu ve molibdenli çeliklerdir. Bu çeliklerdeki ikinci sertleşmenin Mo_2C ve V_4C_3 çökelimleri ile ilgili olduğunu ilk gösteren Kuo[114] olmuştur. Daha modern çalışmalar ikinci sertleşmenin V_4C_3 karbürlerinin özellikle dislokasyonlar üzerinde çökelerek onları bağladığı ve ayrıca matriste bağlantılı olarak çökelerek bir bağlantı-sertleşmesi doğurduğunu ortaya koymuştur[115-118]. Her iki çökelme şekli de dislokasyon hareketini zorlaştırdığından bir sertleşmeye yol açmaktadır. Molibdenli çeliklerde ise Mo_2C çökelmekte[119-120] ve yukarda izah edildiği biçimde bir ikinci sertleşme doğurmaktadır.

Vanadyum ve molibdenli çeliklere benzer olarak Fe-W-C üçlü alaşımlarıyla yapılan araştırmalar da[79] W_2C karbürünün, V_4C_3 ve MO_2C karbürleri gibi, bir ikinci sertleşme doğurduğuna daha önce de değinilmişti. Bütün bunlar gözönüne alınacak olunursa 18-4-1 yüksek-hız-çeliklerinde de bunlara benzer bir çökelimin ikinci sertleşmeyi doğurduğu sonucu çıkarılabilir: Şöyle ki, W_2C martensitik matriste dislokasyonlar üzerine çökeldiğinde onları bağlıyacaktır. Ayrıca, matriste bağlantılı olarak çökelecek olan W_2C karbürleri de bağlantı-sertleşmesine (coherency-hardening) yol açacaktır. Her iki sertleşme

mekanizması, W_2C karbürleri yapıyı sertleşme etkilerini sürdürecek kadar küçük kaldıkları müddetçe etkili olacaktır. Temperleme sıcaklığı 550°C ile 600°C'a çıkınca bu etki azalacak ve 650°C üzerindeki temperlemelerden sonra tamamen yok olacaktır.

Colombier ve Lêvêque[68] W_2C karbürünün iki biçimde çökelebilme ihtimali üzerinde durmuşlar fakat kesinlikle birşey belirtmemişlerdir. Onlara göre W_2C dislokasyonlar üzerinde serbestce çökelebilir ve ayrıca matriste çökeldiği zaman da sementitten bir yerinde-dönüşüm (in situ transformation) ile ortaya çıkabileceğini ileri sürmüşlerdir. Mo_2C karbürünün matriste çökeldiği zaman böyle bir yerinde-dönüşüm ile çökeldiği görülmüştür.[121] Bu araştırmada da W_2C karbürleri özellikle 500°C ve 550°C'da sementit taneleri ile birlikte görülmüştür. (Şekil 41 a,b ve 42 a,b). Bunlara göre 18-4-1 yüksek-hız-çeliklerinin temperlenmeleri sırasında W_2C karbürünün sementitten bir yerinde-dönüşüm ile çökeldiği söylenebilir. Yalnız dislokasyonlar üzerine çökelimi ile matris içindeki çökelimden hangisinin ikinci sertleşmeye daha etkili olduğunu söylemek şimdilik mümkün değildir.

18-4-1 yüksek-hız-çeliklerinin temperlenme sıcaklıkları 550°C ve daha üzerine çıktığında W_2C başka bir de $M_{23}C_6$ karbürü çökelmektedir. Bu Şekil 45 ve 46'da gösterilen elektron kırınım fotoğraflarıyla Şekil 50-53'te gösterilen X-ışınları kırınım-eğrilerinden de açıkca anlaşılmaktadır. Bu karbürlerin W_2C karbürlerinin görüldüğü sıcaklıklarda ve 500°C'da yapılan izotermal bir temperleme işleminde en yüksek sertlik değerine tekabül eden sürelerden sonra görülmediklerinden ikinci sertleşmeye etkili olmadıkları ortaya çıkar. Bu görüş, White ve Honeycombe[77] tarafından ileri sürülen $M_{23}C_6$ karbürü çökeliminin ikinci sertleşmeyi doğurduğu hipotezine tamamen karşı gelmektedir. $M_{23}C_6$ karbürünün onlar tarafından da 550°C ve üzerindeki sıcaklıklardaki temperlemelerden sonra bulunması $M_{23}C_6$ çökeliminin, özellikle, 500°C civarındaki ikinci sertleşmede etkili olmadığı görüşünü desteklemektedir.

Yalnız, daha yüksek sıcaklıklarda, örneğin 600°C'da yapılan bir izotermal temperleme işlemi sonucu doğan ikinci sertleşmeye de aynı derecede etkisiz olduğu ileri sürülemez. Bu şundan doğmaktadır : su-verilmiş bir 18-4-1 çeliğinin yapısında %15-20 kadar kalıntı östenit olduğu belirtilmişti. İkinci sertleşmenin doğduğu sıcaklıklarda yapılan izotermal temperleme işlemleri hem martensiti dönüştürüp karbür çökelimine yol açtığı gibi hem de bu kalıntı östenitin dönüşmesini sağlamaktadır. Bu dönüşme sonucu ortaya çıkacak karbür çökelimlerinin az da olsa, sertleşmeye bir katkıda bulunmaları beklenebilir.

Şekil 8'de görüldüğü gibi 18-4-1 çeliklerinde östenit 400°C ile 600°C arasında dengeli bir duruma girmekte ve dönüşümü yavaşlamakta ve belki de, pratik temperleme süreleri içinde, durmaktadır. Son olarak Landa ve Stepnov[122] 1280°C'da östenitlenmiş bir 18-4-1 çeliğinin izotermal olarak tavlanması sonucu 400°C ile 600°C'da östenitin çok dengeli bir duruma geldiğini belirtmişlerdir. Bunlara göre 400°C ile 600°C arasında östenitte hiçbir çökelme olmamaktadır. Ne var ki bu yalın östenitin izotermal dönüşümü ile ilgilidir ve yapıda martensitin bulunmasının bu dönüşüme ne gibi bir etki yapacağı kesinlikle bilinmemektedir. Nitekim, Şekil 12'de de görüldüğü gibi 18-4-1 çeliklerinin temperlenmeleri sırasında 500°C ile 600°C arasında 25-30 saat süreli temperlenince kalıntı östenitin tamamen dönüştüğü ileri sürülmüştür. Bu da göstermektedir ki yapıda martensitin bulunması östenit dönüşümünün özelliklerini etkilemektedir.

18-4-1 çeliklerinin temperlenmeleri sırasında kalıntı östenitin dönüşme özellikleri ile hangi sıcaklıklarda dönüştüğü daha kesinlikle sonuca bağlanmış bir konu değildir. White ve Honeycombe'a[77] göre kalıntı östenit dönüşümü 300°C ile 400°C arasında tamamlanmakta ve ikinci sertleşmede hiçbir şekilde etkili olmamaktadır. Bu diğer araştırmacıların bulduğu sonuçlara karşıt düşmektedir. Michel[5]

kalıntı östenit dönüşümünün 620°C'da 48 saatte tamamlandığını, Papier v.d.[67] ise bu dönüşümün 520°C - 550°C'da başlayıp 650°C - 700°C'da sona erdiğini, Colombier ve Lêvêque[68] ise kalıntı östenitin 550°C'ın üzerinde dönüştüğünü belirtmişlerdir. Şekil 10'dan da anlaşılacağı gibi, Goldschmidt'e[74] göre de, kalıntı östenit 550°C civarında dönüşmektedir.

Eğer kalıntı östenitin 500-550°C aralarında dönüşmeye başladığı kabul edilirse, bununla $M_{23}C_6$ çökelimi arasında bir bağıntı kurulabilir. Son senelerde özellikle östenitik paslanmaz çeliklerde yapılan araştırmalar, $M_{23}C_6$ karbürünün östenit bir yapıda çökelebileceğini ortaya koymuştur. Beckitt ve Clark[123] ile Singhal ve Martin[124] $M_{23}C_6$ karbürünün östenit bir yapıda dislokasyonlar ve bağıntısız (incoherent) ikizler üzerinde çökeldiğini elektron-metalografik yollarıyla kesinlikle bulmuşlardır. Ayrıca, $M_{23}C_6$ karbürünün 550°C ve üzerindeki sıcaklıklardaki temperlemelerden sonra çökeldiği çeşitli araştırmacılar tarafından da bulunmuştur[17],[23],[68],[77]. Bu buluşlar, bu araştırmanın sonuçlarına göre değerlendirilecek olursa, 18-4-1 yüksek-hız-çeliklerinin 500°C üzerindeki temperleme işlemlerinin kalıntı östenitin dönüşerek $M_{23}C_6$ karbürün çökelimine yol açtığı ortaya cıkar. Gerek kalıntı östenitin miktarının martensite oranla azlığı ve gerekse kalıntı östenitin martensitten daha üst sıcaklıklarda dönüştüğü göz önüne getirilirse, kalıntı östenitteki $M_{23}C_6$ çökeliminin doğuracağı bir çökelim-sertleşmesinin ikinci sertleşmeye etkisinin az olacağı görülür. Bu etkinin 500°C'da daha az ve 600°C'da daha çok olması beklenebilir. Temperleme sıcaklığı arttıkça bu karbür daha kolaylıkla çökelecek fakat sertleştirme etkisini yok edecektir.

18-4-1 çeliklerinin temperlenmeleri sırasında M_7C_3 karbürlerinin çökeldiği yalnız Sato v.d.[17] ve Malkiewicz[23] tarafından ileri sürülmüştür. Bu araştırmada M_7C_3 karbürlerine rastlanmamıştır. M_7C_3 karbürünün $M_{23}C_6$ karbürüne göre, özellikle 700°C gibi yüksek sıcaklıklarda

daha dengesiz olduğu bilindiğinden, yukarıdaki iddiaların doğruluğu üzerinde şüphe belirmektedir. Diğer hiçbir araştırmacı tarafından da M_7C_3 karbürü bulunmamış olması bu şüpheyi arttırmaktadır.

Şekil 47 ve 48'den de görüldüğü gibi 700°C'da yapılan temperleme işlemleri V_4C_3 ile yeni M_6C karbürlerinin çökelimine yol açmaktadır. V_4C_3 karbürleri çökelimi miktar bakımından çok az görünmektedir. M_6C karbürü ise daha kolaylıkla çökelmektedir. Davenport ve Honeycombe[77]'a göre 550°C'da 1500 saat yapılan bir temperleme işlemi M_6C karbürlerinin martensit tane sınırlarında çökelmesine yol açmaktadır. 600°C'ın üzerindeki temperleme işlemlerinin M_6C karbürü çökelimini doğurduğu diğerleri tarafından da bulunmuştur[23],[68]. Daha öncede belirtildiği gibi 18-4-1 tipi yüksek-hız-çeliklerinin 650°C üzerinde temperlenmeleri sonucu V_4C_3 karbürünün[17],[23],[71],[74] ve ayrıca M_6C karbürünün[17],[23],[74] çökeldiği başkaları tarafından da bulunmuştur. Fakat, bu karbürler ikinci sertleşmenin doğduğu sıcaklıkların çok üzerinde çökelmelerinden ötürü, ikinci sertleşmede hiçbir şekilde etkili olamamaktadırlar.

Bu bölümde tartışılan sonuçlar tablo halinde Çizelge XIV'de özetlenmiştir. Özet bölümünde ayrı ayrı belirtilecek olan sonuçlar arasında martensitik matriste $M_{23}C_6$ çökelimi en süpheli olanıdır.

ÇİZELGE XIV.

18-4-1 TİPİ YÜKSEK HIZ ÇELİĞİNİN TEMPERLENMESİ SIRASINDA OLUŞAN FAZ DÖNÜŞÜMLERİ

SU VERİLMİŞ YAPI	MARTENSİTİK MATRİS	KALINTI ÖSTENİT	ÇÖZÜNMEMİŞ KARBÜRLER
TEMPERLENME İŞLEMİ 400 °C 450 °C 500 °C 550 °C 600 °C 650 °C 700 °C	SEMENTİT W_2C $M_{23}C_6$? M_6C V_4C_3 FERRİT	$M_{23}C_6$ M_6C V_4C_3 ÖSTENİT	M_6C

Z E T

18-4-1 yüksek-hız-çeliklerinin ikinci sertleşme olayı optik-metalografi, elektron-metalografi ve X-ışınları-metalografi metotlarıyla incelendi. Elde edilen sonuçlar aşağıda özetlenmiştir :

1300°C'da 1 saat östenitlenip su-verilmiş çeliğin yapısında martensitik matris ve kalıntı östenitten başka çözünmemiş M_6C karbürleri bulunmaktadır.

Bu çözünmemiş karbürlerin $\frac{W}{Fe}$ oranı 2.08 değerindedir. Bu da M_6C karbürlerinin %28 kadarının Fe_4W_2C ve gerisinin de Fe_3W_3C olduğunu göstermektedir.

Temperlenme sırasında bu çözünmemiş M_6C karbürleri bir faz-dönüşümüne uğramamaktadır.

Temperlenme sırasında önce Fe_3C karbürü çökelmektedir. Bu karbür 550°C' a kadarki temperlenme işlemleri sonucu çökelebilmektedir.

450°C'ın üzerindeki temperlenmelerden sonra W_2C karbürü çökelmeye başlamaktadır. Bu karbürün çökelimi ikinci sertleşmenin en yüksek olduğu değerleri veren temperleme işlemleri sonucu ortaya çıkmaktadır.

İkinci sertleşme 500°C ile 600°C arasında 4 ile 8 saatlik temperlenmelerden sonra en yüksek değerine ulaşmaktadır.

Çökelen karbürlerin $\frac{W}{Fe}$ oranı en yüksek değerine 500°C sıcaklıktaki temperlemeden sonra ulaşmaktadır.

İkinci sertleşmeyi martensitik matristeki W_2C çökelimi doğurmaktadır.

550°C ve üzerindeki sıcaklıklarda yapılan temperlenmeler $M_{23}C_6$ karbürünün çökelmesini sağlamaktadır.

10. Kalıntı östenit genellikle 500°C üzerindeki sıcaklıklarda dönüştüğünden $M_{23}C_6$ çoğunlukla östenitte çökelmektedir.

11. $M_{23}C_6$ çökeliminden doğan bir çökelim sertleşmesi, az da olsa, özellikle 550°C ve 600°C'da ikinci sertleşmeye katkıda bulunabilir.

12. M_7C_3, bu çeliklerin temperlenmeleri sırasında çökelmemektedir.

13. 600°C üzerindeki sıcaklıklarda yapılan temperleme işlemlerinden sonra ikinci sertleşme olmamaktadır.

14. 650°C üzerindeki sıcaklıklarda yapılan temperleme işlemleri sonucu V_4C_3 ve M_6C karbürleri çökelmektedir.

15. V_4C_3 ve M_6C karbürleri ikinci sertleşme olayının doğmasına hiçbir şekilde bir katkıda bulunmamaktadırlar.

B İ B L İ Y O Ğ R A F Y A

1. G.A.ROBERTS v.d. "Tool Steels".1962,A.S.M.

2. P.PAYSON "The Metallurgy of Tool Steels".1962,John Wiley

3. M.COHEN. a)"Tempering of Tool Steels,Part I".Metal Progress,May 1947,s.781.
   b)"Tempering of Tool Steels,Part II".Metal Progress,June 1947,s.962

4. M.COHEN and P.GORDON. "Heat Treatment of High Speed Steel",The Iron Age,
   a)1946,February 28,s.42
   b)1946,March,7,s.52
   c)1946,March 14,s.68
   d)1946,March 21,s.61
   e)1946,March 28,s.55

5. A.H.MICHEL. "Vingt ans D'etudes sur Le Revenu Des Acier Rapides,Etude Bibliographique",Bulletin du C.E.M.,1959,7, No:14 s.463

6. G.HOYLE. "Recent Developments in High-Speed Steels" Metallurgical Reviews,1964,9, No:33,s.49.

7. G.HOBSON and D.S.TYAS. "High Speed Steels" Metals and Materials,1968,s.144.

8. H.J.GOLDSCHMIDT. "The Structure of Carbides in Alloy Steels.Part I-General Survey".J.Iron and Steel Inst.1948,s.345.

9. A.WESTGREN. and G.PHRAGMEN. "On the double carbide of High Speed Steel".Trans.Am.Soc.Steel Treating 1928, 13 ,s.539.

10. A.WESTGREN. "Snabbstalskarbidens Kristallstruktur". Jernkont.Annaler, 1933, 1, s.1.(İsveçce)

11. W.A.WOOD. Phil.Mag.,1930, 10 ,s.659.

12. F.R.MORRAL v.d. "Carbides of low W and Mo Steels" Nature,1933,July 8, s.61.

13. F.KAYSER and M.COHEN. " Carbides in High Speed Steel-Their Nature and Quantity".Metal Progress, 1952, 61, s.79.

14. C.J.McHARGUE v.d. " The Angular Appearing Carbides in High Speed Tool Steels".Trans.A.S.M., 1953, 46, s.716.

15. H.J.GOLDSCHMIDT. "A High Temperature X-ray Study on High Speed Steel".J.I.S.I. May 1957,s.68.

16. T.SATO and T.NISHIZAWA."Study on Carbides in Tool Steels".Tetsu-to-Hagané Abstracts,1958,s.8

17. T.SATO v.d. "On Carbides in W-High Speed Steels". J.I.S.I. Japan,1959,45,s.409.(Japonca)

18. T.SATO v.d. "On Carbides in High-C,High-V High Speed Steels".J.I.S.I.Japan,1959, 45, s.511 (Japonca)

19. T.SATO.v.d. "On Carbides in Mo and Co-High Speed Steels" J.I.S.I.Japan,1959, 44, s.1346.(Japonca)

20. T.MALKIEWICZ v.d. 'Carbides in Annealed and Quenched High Speed Steel".J.Iron and Steel Inst. 1959 September,s.25.

21. A.ROSE v.d. "Eintluß Der Austenitisier Ungsbedingungen Auf Das Umwandlungsverhalten von Sehnellarbeitsstählen".Stahl und Eisen.1959, 79, s.1243.

22. Z.BOJARSKI "The Mechanism of carbide Solition During the Austenitization of High Speed Steels". J.Iron and Steel Inst. 1961, s.267.

23. T.MALKIEWICZ "The Modern View on the Heat Treatment of Tool Steels".Hutnik,1965, 32, s.347. (Lehçe)

24. L.COLOMBIER v.d. " Quelques Observations Sur les Carbures dans les Acier Rapides".Revue de Mét.1967, Novembre,s.987.

25. A.P.GULYAEV v.d,
a)Study of the Phase Composition of High Speed Steel." STAL,1946, 3, 188,Henry Brutcher Translation No:1977.
b)Stanki i Instrument 1946, 17,s.14;Chem.Abs. 1946, 40, s.7121.

26. V.I.ARKHAROV v.d. "Investigation of carbides in High Speed Steels".Izvest.AN SSSR.Ser.Fiz.,1947, 11,s.749.Henry Brutcher Translation No:2018.

27. A.IVANOV. STAL,1950,8, (REF.30'dan).

28. T.SATO v.d. "On Carbides in W-Cr-V Hot-Work Die Steels". J.I.S.I. Japan,1958, 44, 1378. (Japonca)

29. A.P.GULYAEV v.d. Zavods Lab.1965, 31, s.298.(REF.30'dan)

30. J.CHODOROWSKI. "Phase Analysis of 9-4-2 and 12-4-2 High Speed Steels with increased C-content". J.I.S.I. 1968, 206, s.1131.

31. B.R.BANARJEE v.d. "Grain Boundary Carbides in High Speed Tool and Hot-Work Die-Steel".A.S.T.M. Special Tech.Pub.No:396,1966,s.49

32. B.R.BANERJEE and J.J.HAUSER. "Prior Grain Boundary Delineation in Alloy Tool Steels".Trans.A.S.M. 1966,59, 128.

33. E.A.SMOL'NIKOV. "Effect of Heating Time during Hardening on Structure and Properties of high Speed Steel" Metallov.Term.Obrab.Met.March,1960,No:3,s.41 Henry Brutcher Translation No:5329.

34. J.PAPIER v.d. "Etude Des Revenus Des Acier A Coupe Rapide Trempés".Mem.Sc.Rev.Metall.,1960,57,No:11, s.829.

35. P.LECKIE-EWING. "A study of the microhardness of the major carbides in some high speed steels".TRANS. A.S.M.,1952, 44, s.348.

36. H.ZOLTAN and A.LUJZA. "R3 G Yorsacél Elektronmikroszkopos Vizsgalatanak Néhany Tanulsaga".Gép,1967, 19,No:3 s.101.(Macarca)

37. N.T.CHEBOTAREV. "Carbides in High Speed Steel".Trudy Mosk.Inst.Stali im.I.V.Stalina Symposium XXX: "Structure and properties of Steel".Moscow,1951 s.256;Henry Brutcher Translation No:2872.

38. G.HOYLE. "In the Discussion on carbides and nitrides.." J.I.S.I.,1960,s.454.

39. ~~D.J.BLICKWEDE v.d.~~ P.K.KOH "In the Discussion of the effect of V and C on the constitution of high speed steel". TRANS.A.S.M.1950, 42, s.1195.

40. T.MALKIEWICZ. "In the Discussion on carbides and nitrides". J.I.S.I.,1960,s.456.

41. P.GORDON v.d. "The Kinetics of Austenite decomposition in High Speed Steel".TRANS.ASM.,1943,31,s.161.

42. S.TAKEDA. "Metallographic Investigation of the Termary Alloys of the Fe-W-C system".Tech.Rep.Sendai.
a) 1930, 9, s.483.
b) 1930, 9,s.272.
c) 1931, 10, s.42.

43. P.GORDON and M.COHEN. "The transformation of retained austenite in high speed steel at subatmospheric temperatures." TRANS.ASM.,1942,30,s.969.

44. M.KONDO. "On subzero treatment of high speed steel". Nippon Kinzoku Gakkai Shi.February 1955.,s.62 (Japonca)

45. P.PAYSON and C.H.SAVAGE. "Martensite reactions in Alloy steels".TRANS.ASM.,1944,33,s.261.

46. A.GULYAEV. "The Martensitic Transformation in High Speed Steel".Kachesvennaya Stal,1937,5,No:1,S.41(Rusça)

47. I.BORNATSKİ. "Ageing of supercooled Austenite in high speed steel".Metallurg,1939,14,No:3,s.56(Rusça)

48. G.ROBERTS v.d."The tempering of high alloy tool Steels". TRANS.ASM.1947,39,s.521.

49. M.COHEN and P.K.KOH. "The tempering of High Speed Steel". TRANS.ASM.1939,27,s.1015.

50. A.H.MICHEL and J.PAPIER. "Contribution to the study of transformation produced during Tempering of High Speed Steel".Rev.Met.,1954,51,No:6,s.425.

51. A.R.JOHNSON. "Carbide Precipitation sequences on Tempering High Speed Steel".S.M.Thesis,M.I.I.,1956.

52. C.A.EDWARDS and H.KIKKAWA. "The effect of Cr and W upon the tempering of high speed tool steel".J.I.S.I. 1915,92,s.6.

53. H.SCOOT. "Relation of the High Temperature Treatment of high speed steel to secondary hardening and red-hardness".TRANS.Am.Soc.Steel Treating,1921, 1 s.511.

54. E.MAURER and G.SCHILLING. "Das Wesen der Schnellarbeitesstähle".Stahl und Eisen,1925,45,s.1152.

55. J.V.EMMONS. "Some Physical Properties of high speed steels".TRANS.Am.Soc.Steel Treating,1932,19, s.289.

56. K.HONDA and T.MURAKAMİ. "On the structure of W-steel and its change under thermal treatment".Science Rep. Sendai,1917, 1,No:6,s.235.

57. A.MICHEL and P.BENAZET. "Etude sur lé revenu des aciers a coupe rapide".Revue de Met.Memoirs,1932,29,s.259

58. W.EILENDER v.d. "Die Anlasshärte der Schnellarbeitsstähle". Archiv.Eisenhüt.1932,6,s.563.

59. S.STEINBERG and V.ZYUZEN. "Transformation of austenite in high speed steel".Archiv.Eisenhüt.1934,7,s.537

60. A.P.GULYAEV. "Ageing of undercooled austenite in high speed steel".Kachest.STAL,1937,5,s.49 (Rusca).

61. S.G.COPE. Metal Treatment
a) 1954,12,s.3,67,123,183,225,295,343,365.

62. P.GORDON v.d. "Effect of Quenchingbath Temperature on the tempering of high speed steel".TRANS.ASM, 1944,33,s.411.

63. P.M.IOUCHKEWITCH. "The Nature of the Tempering of high speed steel".J.Teknitcheskoi Fiz.1954,24,No:4 s.715. (Rusça)

64. U.A.GELLER. "Transformations during the tempering of high speed tool steels".Izvestia Ak.N.SSSR.O.T.N. 1954,No:5,s.73.

65. A.E.POWERS and J.B.LIBSCH. "Rapid Temperin of high speed steel".J.Metals,1951 October,s.865.

66. K.MONMA. "On the Mechanism of Temper Hardening in Quehched High Speed Steel".Sci.Rep.Res.Inst. Tohuku U.,A,1951,3,s.330.

67. J.PAPIER v.d. "Etude des Revenus des aciers a coupe rapide trempés".Mem.Sc.Rev.Met.1960,57,s.949.

68. L.COLOMBIER and R.LÈVÊQUE. "Quelques Propriétés d'aciers au chrome-tungsténé".Mem.Sc.Rev.Met.,1968,65,s.229

69. K.KUO. "Carbides in Chromium,Molybdemum and Tungsten Steels".J.I.S.I. 1953,174,s.363.

70. K.KUO. "Precipitation Hardening of Hot Working and High Speed Steels".Rsearch,1952,s.339.

71. K.KUO. "Carbide Precipitation,Secondary Hardening and Red Hardness of High Speed Steel".J.I.S.I.,1953 174,s.223.

72. L.P.PAVLOVA and Yu.A.GELLER. "Effect of Tempering on Precipitation Hardening of High Speed Steel". Metal Science and Heat Treatment,1967,(3-4),s.285

73. T.SATO v.d. "On the Carbide Reactions,Secondary Hardening and Volume Change Occurring in the Fourth Stage of Tempering of Alloy Steels".J.Aust.Inst. Metals,1960,5,s.84.

74. H.J.GOLDSCHMIDT. "The Structure of Carbides in Alloy Steels:Part II-Carbide Formation in High Speed Steel". J.I.S.I. 1952,170,s.189.

75. C.R.SIMCOE and A.E.NEHRENBERG. "Secondary Hardening in a Mo-W-V Steel". TRANS.ASM.1965,58,s.378.

76. D.B.CLAYTON. "Identification and Analysis of carbides in Tool Steels".Metallurgia, 1965,May,s.247.

77. C.H.WHITE and R.W.K.HONEYCOMBE. "An Electron Microscopical Investigation of the tempering of 18-4-1 High Speed Steel".J.I.S.I.,1961,197,s.21.

78. J.DURNIN and T.MURKHERJEE. "Streaked diffraction patterus from from carbides in tempered alloy steels".J.I.S.I. 1969, 207 ,s.369.

79. A.T.DAVENPORT and R.W.K.HONEYCOMBE. "Precipitation in Iron-Tungsten-Carbon Alloys".BISRA Project MG/A/327.1967 March.

80. T.SATO v.d. "On Carbides in Low W-Cr Cutting Tool Steels" J.I.S.I. Japan,1958,44,146.

81. T.SATO v.d. "On Carbides in Several Cold-Working Die Steels".J.I.S.I. Japan,1958,44,s.565.

82. T.SATO v.d. "On Carbides in Cr-Mo-V Hot Working Tool Steels". J.I.S.I. Japan.1958,44,s.1549.

83. E.C.BAIN and Z.JEFFRIES. "Cause of Red Hardness of High Speed Steel". Iron Age,1923,112,s.270.

84. J.JEZEK and J.VOBORIL, HUTNICKE LISTY, 1963,18,s.196.

85. A.OMSEN. "The Annealing of High Speed Steel".J.I.S.I. 1969,May,s.610.

86. H.KRAINER and R.MITSCHE. "Beitrag zur Kenntnis der Karbide in vanadinlegierten Schnellarbeitsstählen ".Archiv. Eisenhüt.,1949,20,s.197.

87. H.KRAINER. "Röntgenographische Untersuchungen der Sonderkarbide mehfach legierter Stähle in geglühtem Zustande". Archiv.Eisenhüt.1950, 21,s.1.

88.D.J.BLICKWEDE and M.COHEN. "Isolation of Carbides from High Speed Steel".Metals Trans.1949,185 s.578

89.D.J.BLICKWEDE v.d. "The effect of V and C on the Constitution of High Speed Steel".TRANS.ASM.1950, 42,s.1161.

90. M.S.CHAADAEVA. "Metallographic Study of the Carbides in High Speed Steels".Zavodskaya Lab.1957,23, s.811,Henry Brutcher Translation No:4065.

91. A.SCHRADER and A.ROSE DE FERRI METALLOGRAPHIE VOL.I. "Fundamentals of Metallography".Presses Académiques Europeennes S.C.1966.

92. E.BERAHA. "New Metallographic Reagents for Iron-Carbon Alloy and Tool Steels".J.I.S.I. 1967,205,s.866.

93. H.HUGHES. "Potentiostatic techniques in constitutional examination of Alloy Steels".J.I.S.I.1960,s.804.

94. R.CAMPOS-SOARES v.d. Description des techniques conduisent a l'examen,l'identification et l'analyse de phases précipitées trés fines dans des matériaux métalliques. J.Microscopie,1968,7,s.17.

95. K.W.ANDREWS and H.HUGHES. "Microconstituents in Steels". Iron and Steel,1958,February,s.43.

96. J.PAPIER. "Contribution a l'extraction électrolytic des carbures d'un acier rapide".Comptes Rendus Acad.Sc.1952,235,s.619.

97. J.PAPIER. "Contribution a l'étude de l'extraction électrolytique des carbures d'un acier a coupe rapide".Revue de Met.1954,51,s.723.

98. K.SEGAWA. "Recent developments in the technique for isolating inclusions and precipitates in steels". TRANS.ISIJ.1967,7,s.163.

99. T.SATO and T.NISHIZAWA. "Study on carbides in Iron and Steel by Electrolytic Isolation Method." The Technolgy Reports of the Tohuku University, 1955,20,No.1,s.121.

100. A.FUKAMI. "Speciemen Preparation Techniques for Electron Microscopy". Japan Electron Optics Lab.Co.Ltd. Publication July,1967.

101. H.MODIN. "A method for Isolating Carbide in Carbon and low Alloy Steel".Jernkont.Ann.,1955,139,s.516.

102. M.W.DUMAIS and L.J.BONIS. "A New Fast Method to Extract Hard Particles for Electron Microscopy". TRANS.ASM.,1964,57,s.358.

103. E.J.VIOLANTE and L.R.SEFTON. "Extraction-Transmission Technique for studying Carbides in Steels".TRANS. ASM.,1965,58,s.419.

104. F.HABROVEC. "The Use of Extraction Replicas in Electron Microscopy".Practical Metallography.1968,s.18.

105. W.PETER v.d. "Methods of specimen Preparation for Electron-Micrograps of Hard-Metals".Practical Metallography,1968,s.115.

106. M.COHEN. "Retained Austenite" Trans.ASM,1949,41, FIG.7

107. Z.BOJARSKI and J.LECIEJEWICZ "Neutronograficzne Badanie Structury Krytalicznej Weglikow Zelazowo-Wolframowych typy η " Archiwum Hutnictwa,1967, 12,s.255.

108. P.G.WINCHELL and M.COHEN, Electron Microscopy and Strenghth of Materials.G.Thomas and J.Washburn, 1963,Interscience Publishers,s,995.

109. P.M.KELLY "The Structure and Hardness of Martensite" REF.108 ile ayni,s.917

110. P.M.KELLY and J.NUTTING "Strengthening Mechanisms in Martensite" "Physical Properties of Martensite and Bainite" I.S.I.Special Report No.93,s.166

111. A.J.McEvilvy v.d. "The Source of Martensite Strength" TRANS.AIME 1966,236,s.108.

112. J.M.CHILTON and P.M.KELLY "The Strength of Ferreus Martensite" Acta Met.,1968,16,s.637.

113. E.Tekin and P.M.Kelly "A Study of the Tempering of Steel Using Transmission Electron Microscopy" Precipitation from Ironbase Alloys,G.R.SPEICH and J.B.CLARK,Metallurgical Soc.Conferences vol.28.Gordon and Breach 1965,s.173.

114. K.KUO "Alloy carbides precipitated during the fourth-stage of tempering" J.I.S.I.,1956,s.258

115. E.TEKIN and P.M.KELLY "Secondary Hardening of V-Steels" J.I.S.I.,1965,203,s.715

116. E.SMITH. "An Investigation of Secondary Hardening of a 1%V-0.2%C Steel"Acta Met.,1966,14,s.583.

117. M.TANINO and T.NISHIDA "On the Secondary Hardening on Tempering in V-steels" TRANS. J.I.M.,1968, 9,s.103

118. L.COLOMBIER and R.LEVEQUE "Influence de divers éléments sur le durcissement Structural des aciess au vanadium" Mél.Sc.Rev.Met.,1969,66,No.1s.1

119. D.RAYNOR v.d. "Precipitation of Mo and V carbides in high purity alloys" J.I.S.I.,1966,204,s.349.

120. R.W.K.HONEYCOMBE "Precipitation of carbides in Alloy Steels" Proceedings of the Memorial Lecture Meeting,National Research Institute for Metals, TOKYO,1966,s.44

121. D.RAYNOR v.d. "In-situ transformation of cementite to Mo_2C in Fe-Mo-C Alloys" J.I.S.I.,1966,204, s.1114.

122. V.A.LANDA and E.M.STEPNOV "High Temperature X-ray investigation of the isothermal transformation of austenite in high speed steel"Metal Science and Heat Treatment,1967,No.4,s.676.

123. F.R.BECKITT and B.R.CLARK "The Shape and Mechanism of $M_{23}C_6$ carbides in Austenite "Acta Met.,1967, 15,s.113.

124. L.K.SINGHAL and J.W.MARTIN "The Growth of $M_{23}C_6$ carbide on incoherent twin boundaries" Acta Met., 1967,15,s.1603.