

669.14.018.252.3

1996-1527

T 266 ç

669.14.018.252.3

T 266 ç

TÜRKİYE BİLİMSEL VE TEKNİK ARAŞTIRMA KURULU

MÜHENDİSLİK ARAŞTIRMA GRUBU

PROJE NO. : MAG - 725

TÜRKİYE
BİLİMSEL VE TEKNİK
ARAŞTIRMA KURULU
KÜTÜPHANASI

ÇİFTE SUVERİLMİŞ YÜKSEK HIZ ÇELİKLERİNDE

İÇYAPI - KIRILMA TOKLUĞU İLİŞKİLERİ

Yürütücü : Prof. Dr. Erdoğan TEKİN

Yardımcı Araştırmacı : Dr. Bilgehan ÖGEL

MART 1990

ANKARA

Bağış, Aralık 1990

18/1/3

TÜRKİYE BİLİMSEL VE TEKNİK ARAŞTIRMA KURUMU
MÜHENDİSLİK ARAŞTIRMA GRUBU

PROJE NO.: MAG - 725

ÇIFTE SUVERİLMİŞ YÜKSEK HIZ ÇELİKLERİNDE
İÇYAPI - KIRILMA TOKLUĞU İLİŞKİLERİ

Proje Yürütücüsü : Erdoğan TEKİN
O.D.T.Ü. Metalurji Mühendisliği Bölümü
Yardımcı Araştırmacılar : Bilgehan ÖGEL
O.D.T.Ü. Metalurji Mühendisliği Bölümü

Bu proje Türkiye Bilimsel ve Teknik Araştırma Kurumunun Desteği ile Orta Doğu Teknik Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji Mühendisliği Bölümü Malzeme Anabilim Dalında yapılmıştır.

MART 1990
ANKARA

Ö N S Ö Z

MAG-725 kod numaralı araştırma projesi Türkiye Bilimsel ve Teknik Araştırma Kurumu tarafından desteklenen ve "Çifte Suverilmiş Yüksek Hız Çeliklerinde İcyapı - Kırılma Tokluğu İlişkileri" konusunu kapsayan bir araştırmayı içermektedir.

Bu araştırma konusunun ilginçliği iki yönlüdür: Birincisi çifte suverme olgusu dünyada pek el atılmamış ısıtma alanlarından birisi olduğundan; ikincisi ise hız çeliklerinin karmaşık icyapılarının kırılma tokluğu çalışmalarında nasıl davrandığını belirlemek açısındandır. Her iki yönden de ağırlıklı olarak elektron metalografi çalışmalarına dayandırılan bu araştırma ilginç sonuçlar verdi:

Bir yandan çifte suverme işleminin icyapı oluşturduğu çökelmeler ve diğer yandan bu değişimlerin yüksek hız çeliğinin kırılma tokluğunu etkileri belirlendi.

Bu araştırmanın başında araştırılması tasarlanan iki ya da üç değişik tür çelik yurt dışından sağlanamadığı için araştırma yalnızca AISI M2 yüksek hız çeliği ile kısıtlı kaldı. Ancak, tüm hız çeliklerinde icyapı temel olarak benzer olduğundan bu durum, araştırma bulgularından çıkarılan sonuçların evrenselliğini etkilememektedir.

Bazı dışalım sorunları ve numune hazırlama yöntemlerindeki güçlükler, araştırmanın programlanandan daha uzun sürede bitirilmesine yol açtı. Bu konuda TBTAK yetkilerinin gösterdiği anlayış ve yardımı teşekkürle karşılıyoruz.

ERDOĞAN TEKİN

İ Ç E R İ K

1. GİRİŞ VE KAYNAKÇA ÖZETİ	3
1.1. KIRILMA TOKLUĞU	4
1.1.1. KIRILMA TOKLUĞU DENEY STANDARTLARI	6
1.1.2. GEVREK GEREÇLERDE ÖNÇATLAK OLUŞTURMA	10
1.2. KIRILMANIN İÇYAPI YAKLAŞIMLARI	10
1.3. YÜKSEK HIZ ÇELİKLERİ	12
1.3.1. OSTENİTLEME VE MENEVİŞLEME	14
1.3.2. İKİLİ OSTENİTLENME	17
1.3.3. KIRILMA TOKLUĞU - İÇYAPI İLİŞKİSİ	17
1.3.4. İKİLİ SUVERME	22
2. DENEYSSEL YÖNTEM	23
2.1. GEREÇ	24
2.2. DENEY NUMUNELERİ	24
2.3. ISIL İŞLEMLER	25
2.3.a. ISIL İŞLEM FIRINLARI	25
2.3.b. ISIL İŞLEM UYGULAMALARI	26
2.4. MEKANİK DENEYLER	27
2.4.1. ÖNÇATLAMA	27
2.4.2. DURAN KIRILMA DENEYİ	29
2.4.3. SERTLİK ÖLÇÜMLERİ	29
2.5. METALOGRAFİK İNCELEMELERİ	30
2.5.1. OPTİK METALOGRAFİ	30
2.5.2. TARAMA ELEKTRON METALOGRAFİSİ	30
2.5.3. SAYISAL METALOGRAFİ	30
2.6. X-İŞINHARI METALOGRAFİSİ	31
2.7. KARBÜR ÇIKARMA	31

3. DENEYSEL YÖNTEM	32
3.1. İÇYAPI	32
3.1.1. TEKLI OSTENİTLENMİŞ İÇYAPILAR	33
3.1.2. İKİLİ OSTENİTLENMİŞ İÇYAPILAR	39
3.2. ELEKTRONİK KARBÜR ÇIKARMA BULGULARI	41
3.3. KALAN OSTENİT BULGULAR	42
3.4. KIRILMA TOKLUGU BULGULARI	45
3.5. KIRIK YÜZEY İNCELEMELERİ	52
4. TARTIŞMA	60
4.1. İÇYAPISAL DEĞERLENDİRMELER	61
4.2. KIRILMA TOKLUGU DEĞERLENDİRMELERİ	65
SONUÇLAR	73
İKİLİ OSTENİTLEME İŞLEMİNİN, AISI M ₂ YÜKSEK HIZ ÇELİĞİNİN İÇYAPISI VE KIRILMA TOKLUGU ÜZERİNDEKİ ETKİSİ	75
THE EFFECT OF DOUBLE AUSTENITIZATION ON MICROSTRUCTURE AND FRACTURE TOUGHNESS OF AISI M ₂ HIGH SPEED STEEL	77
KAYNAKÇA	79

1. GİRİŞ VE KAYNAKÇA ÖZETİ

Yüksek hız çelikleri, takım çeliklerinin en önemlileri ve içyapıları en karmaşık olanlarıdır. Bunların yüksek sertlikleri, aşınma dirençleri ve yüksek kızıl sertlikleri onlara istenilen özelliği verirler.

Tavllanmış durumda içyapıda % 20-30 oranında karbür vardır. Ostenitlenme işlemi karbürlerin tümünü çözündüremez ve suverilmiş hız çeliğinin içyapısı % 5-12 çözünmemiş karbürler, % 10-25 kalan ostenit ve % 60-80 martensit içerir. Menevişleme ile martensit dönüşür; kalan ostenit taze martensit oluşturabilir. Bu içyapıları, yüksek hız çeliklerini gevrek kılar ve uç kırılmaları üretim kayıplarına yol açar. Bu nedenle hız çeliklerinin "tokluk" özelliği de önem kazanır.

Genel uygulamalarda duragan tokluk deneyleri kullanılmaktadır. Modern uygulamalarda, kırılma mekaniği yardımıyla, K_{IC}, kırılma tokluğu değeri ölçülür. Bu kavram bir gerecin sonsuz keskinlikteki bir çatlağının gerilim altında ilerlemesine gösterdiği direnç olarak tanımlanabilir.

Kırılma tokluğunun bu biçimde tanımlanması zorunlu olarak içyapı olgusuna da önem kazandırmaktadır. Özellikle karbürlerin türü, büyüklüğü, dağılımı ile kalan ostenit oranı ve martensitli içyapının durumunun kırılma tokluğunu bir biçimde etkilemesi beklenir.

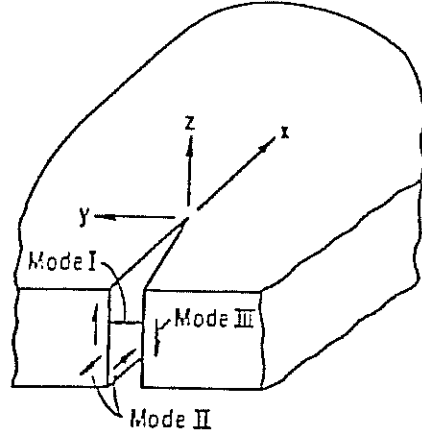
Yüksek hız çeliklerine çifte suverme işlemi yakın zamanlarda yeniden önem kazandı. Durağan tokluk deneyleri ikili ostenitleme işlemi sonucu tokluğun arttığını göstermektedir. Ancak bunun karbür büyüklüğü ve dağılımı ile kalan ostenit oranına mı dayandığı kesinlik kazanmamıştır. Buna karşın yüksek hız çeliklerinin çifte suverilmiş durumda kırılma tokluğu sistemli bir biçimde daha önce hiç araştırılmamıştır. Bu nedenle böyle bir araştırma hem içyapı açısından ve hem de bu içyapının kırılma tokluğuna etkisi açısından ilginç olacaktır.

1.1. KIRILMA TOKLUĞU

Burada Griffith kuramından başlayıp "gerilim şiddeti etmeni" K değerine dek gelişmeleri özetlemek abes olur. Bu konuda klasik anlamdaki kaynaklara (1-4) değinilmekle yetinilecektir.

Gerilim şiddeti etmeni, K , belirli bir içyapı kusuru çevresindeki gerilim dağılımı tanımlıyabilmek için kullanılan uygun bir yoldur. Bu nedenle, bir kırılmada çatlağın önündeki kritik gerilim sistemi, gerilim şiddeti etmeni, K_c , ile belirlenir. Buna biz kırılma tokluğu adını veriyoruz. En basit anlamıyla, bir gerecin kırılma tokluğu, gerecin yoğun plastik deformasyon ile kırılmasına yolaçacak yükü yüklediğinde kırılma yaratmayacak en büyük çatlak boyunu belirler.

Gerilim şiddeti etmenini belirlerken Şekil 1.1.'de gösterilen üç ayrı biçim (mod) vardır.



Sekil 1.1. Çatlak Oluşum Biçimleri

I. mod, çatlak açma modu diye bilinir ve çatlak yüzlerine dikey yönde uygulanan çekme gerilimlerini kapsar. Kırılma tokluğu deneylerinde bu uygulanır. Bu modda düzlemsel gerilim için belirlenen gerilim şiddeti değeri, K_{IC} diye anılır.

Bir centiğin dibinde bölgesel olarak yüksek gerilim oluşur. Kalınlığı az olan sac gibi parçalarda bu yöndeki gerilim bileşimi σ_z yoktur ve bu nedenle düzlemsel gerilim durumunu geçerlidir; kopma olgusu çekme eksenine 45° kesme ile gerçekleşir. Kalın saclarda ise çatlak ucunda 3 yönlü gerilimler oluşur ve bunlar bölgesel gerilim yaratır; Bu nedenle düzlemsel gerilim durumu geçerlidir ve çatlak ilerlemesi parçanın ortasında başlar.

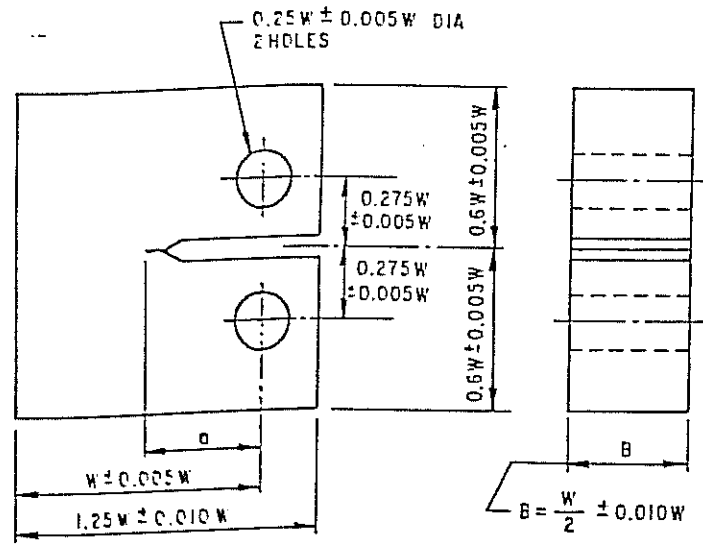
Kalınlığın artması düzlemsel gerilim kırılmasını göreceli olarak artırır; çünkü düzlemsel gerilim oluşumu en şiddetli gerilim durumunu yansıtmaktadır.

Düzlemsel gerinim koşulları varolduğunda K_{IC} değeri bir gerecin temel özelliklerinden biri olarak geçerlilik kazanır.

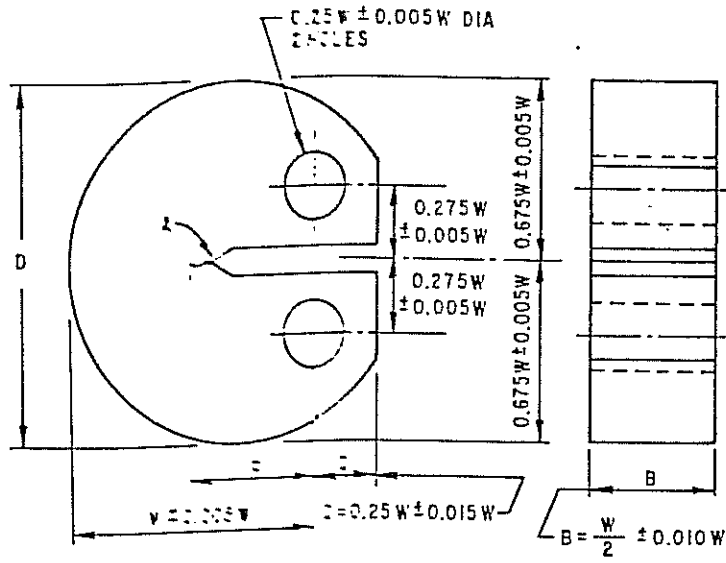
1.1.1. Kırılma Tokluğu Deney Standartları

Kırılma tokluğu deneyleri standart yöntemlere göre yapılır [5-7]; bugün en yaygın olarak kullanılan standard ASTM E-399 dur.

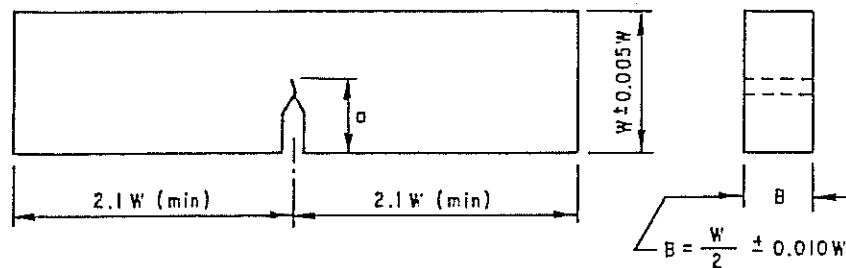
ASTM E-399-83 standardına göre temelde 3 ayrı numune türü uygulanabilir. Bunlar Şekil 1.2.'de gösterilmektedir.



(a)



(b)



(c)

Sekil 1.2. ASTM E 399-83 standardına göre kırılma

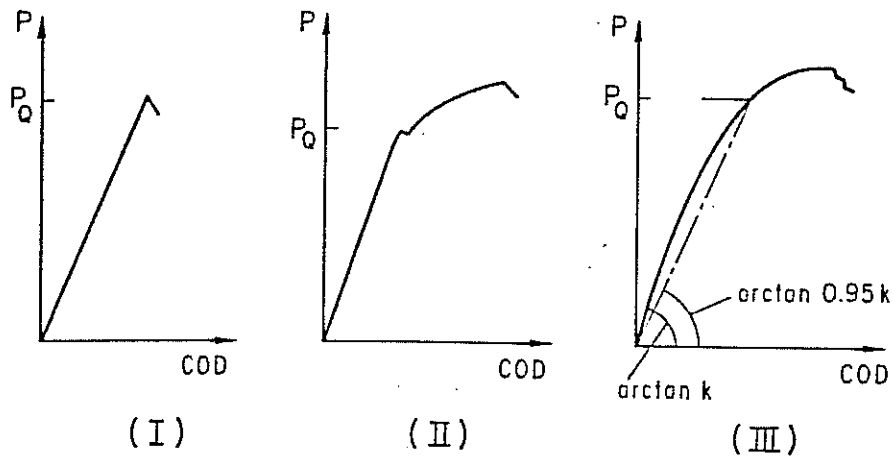
Kompak çekme numunesi (a) küçük hacimli olduğu için oldukça yaygın olarak kullanılır.

Numunelerin hazırlanmasında düzlemsel gerinim koşullarını verecek en küçük numunenin boyutlarını belirlemek en önemli husustur. Bu kapsamda σ_{ys} akma dayanımı ise,

$$B \geq 2.5 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma} \right)^2$$

koşuluna uyulmalıdır.

Kırılma tokluğu deneyinde önçatlak, metal yorulma deneyi ile açılır. Bu işlemde yükleme $K_{I\max}$ değerinin yeterince küçük olması sağlanarak önçatlak oluşturulur. Kırılma ya da kopmayı sağlayacak çekme deneyi sonucu 3 ayrı tür eğri elde edilir (Şekil 1.3.).



Şekil 1.3. Yük - Uzama Eğrileri

I ve II tür egrilerde kritik yük P_Q 'dur.

III türde ise P_Q secand yöntemi ile hesaplanır, ancak maksimum yük P_Q değerini % 10 ya da daha fazla aşarsa sonuç geçersizdir.

P_Q bulunduktan sonra kompakt numuneler için şu denklemler kullanılarak K_{IC} hesap edilir.

$$K_Q = (P_Q/BW^{3/2}) \cdot f(a/W)$$

$$f(a/w) = \frac{(2+a/W)(0.886 + 4.64 a/W - 13.32a^2/W^2 + 14.72a^3/W^3 - 5.6a^4/W^4)}{(1-a/W)^{3/2}}$$

Burada P_Q = Yük, kN

B = kalınlık, cm

W = genişlik, cm

S = $(4W \pm 0.2 W)$ min, cm

a = çentik + önçatlak uzunluğu cm

$$K_Q = \text{Kosullu } K_{IC}, \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$$

Eger B, bulunan K_Q ile

$$B \geq 2.5 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma} \right)^2$$

değerini sağlarsa, K_Q K_{IC} olarak değerlendirilir.

1.1.2. GEVREK GEREÇLERDE ÖNÇATLAK OLUŞTURMA

K_{IC} değerini bulmada en önemli aşama keskin bir önçatlak oluşturmaktır. Ancak, gevrek gereçlerde çatlak ilerlemesi için gereken enerji çatlak oluşturmaya oranla daha düşük olduğundan önçatlak açmak çok zor ya da olanaksızdır.

Bazı araştırmacılar (8-10) yüksek hız çeliklerinde önçatlak açma yöntemleri üzerine çalıştılar. Diğerleri (11-12) pahalı ve uzun süre alan önçatlak oluşturma yöntemleri geliştirdiler. Eriksson (13), başkalarının (14,15) bir çalışmasından esinlenerek bir yöntem geliştirdi. Bu çalışmada da Eriksson yöntemi kullanıldı.

Bu yöntemin özünde iki yanından basma gerilimi oluşturulan bir numunenin, basma gerilimi eksenine dikey yöndeki bir çentigine mekanik olarak çarpma yüklemeleriyle çatlak açmak yatar. Bu yöntemi kullanarak kırılma tokluğu çalışmaları yapılmıştır (16-21).

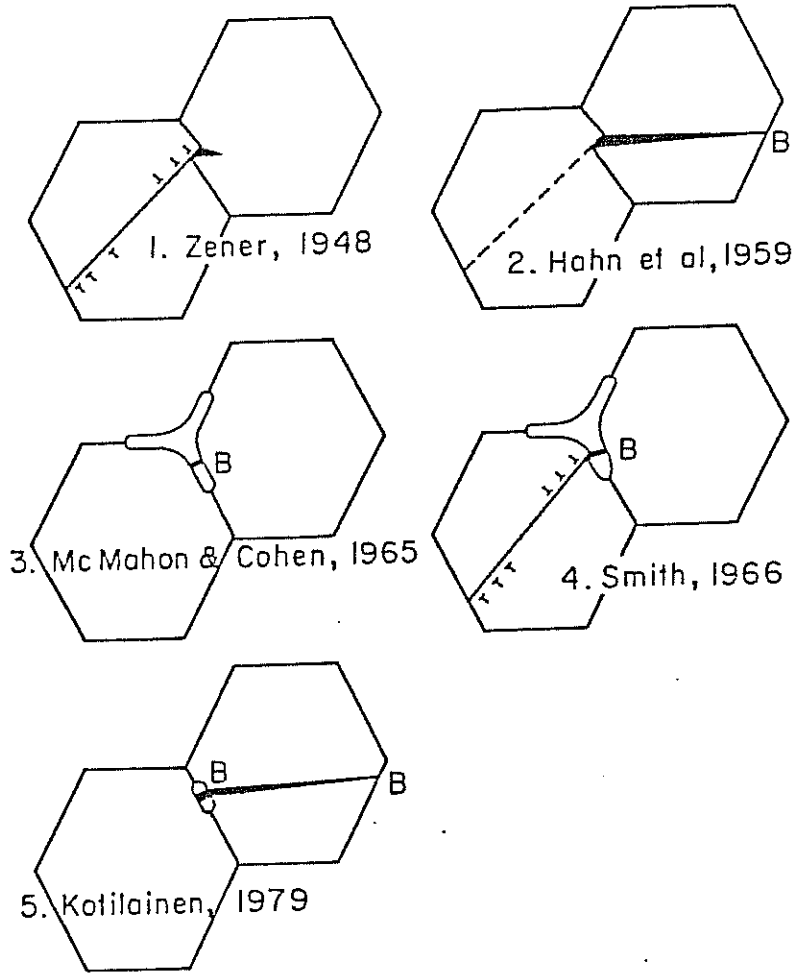
Bu yöntemin dışında kısa çubuk yöntemi (22-26) Vickers izaçma yöntemi (27-29) de bazı araştırmacılar tarafından kullanılmıştır.

1.2. KIRILMANIN İÇYAPI YAKLAŞIMLARI

En genel çizgileriyle kırılma olgusu a) Sünek kırılma, b) Gevrek kırılma diye iki türe ayrılır. Ancak bunlar içyapıyı kapsayan tanımlar olarak değil kırılma için gerekli enerjiye dayandıkları oranda anlamlıdır.

İçyapısal tanımlamaları içeren biçimde kırılma a) Boşlukluk Birleşmesi, b) Yarı-yarılma, c) Tanelerarası Yarılma ve d) Taneleriçi Yarılma olarak türlere ayrılmalıdır.

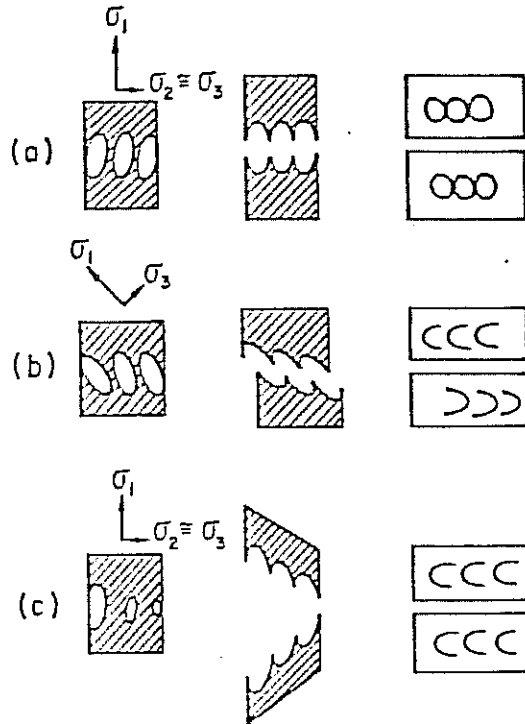
Kırılmanın içyapısal oluşum biçimlerine ilişkin yapılmış bir çok araştırma vardır (30-37). Gevrek kırılmaya ilişkin ileri sürülen kuramsal görüşler çizimsel olarak şekil 1.4'de özetlenmiştir.



Şekil 1.4. Gevrek kırılmanın oluş biçimine ilişkin kuramsal türler

Bunların ayrıntılarına girmek bu araştırmanın kapsamı dışındadır. Ancak, bir anayapı içinde parçacıkların ya da ikincil faz çökeltilerinin gevrek kırılmada etkileri kuramsal olarak kaynakçada bulunmaktadır (38-42).

Sünek kırılmanın içyapısal ilişkileri de boşlukcuk bileşimi'ne dayandırılmaktadır (43-66) (Şekil 1.5).



Şekil 1.5 Sünek kırılmada boşlukcuk birleşimi

1.3 YÜKSEK HIZ ÇELİKLERİ

Yüksek hızlarla talaşlı imalat için kullanılan makinaların kesicileri yüksek hız çeliklerinden üretilirler. Bunlar genellikle W, Mo ve W + Mo temelli olarak 3 ayrı türe ayrılırlar.

Genellikle hepsinde, kimyasal bileşim aralıkları 0.5 - 1.6 % C, % 0 - 20 W, % 0 -9 Mo, % 1 - 6 V ve % 0 - 12 Co değerleri arasındadır.

Hepsinin içyapısı döküm durumunda ötektik karbürleri içerir; dövülmüş ve haddelenmiş durumda bu karbürler parçalanmış ve dizilenmiş durumdadırlar. Dizilenme katılaşma sırasındaki birikim (=segregasyon) durumundan kaynaklanır ve hemen her yüksek hız çeliğinin içyapısında gözlemlenir.

Tavlı durumda yüksek hız çeliklerinin içyapısı % 20 - 30 karbür içerir. Alaşım elementleri de ana yapı ile bu karbürler arasında dağılır (67).

Yüksek hız çeliklerinde oluşabilen karbürleri şöylece sıralıyabiliriz.

M_6C , $M_{23}C_6$, MC, M_2C , M_3C ve M_7C_3 . Bunlarda M, metal yerine çözülmüş tüm metalleri simgeler. $M_{23}C_6$ ve M_7C_3 krom karbürleri, M_6C Fe-W ya da Fe-Mo karmaşık karbürü, MC ve M_2C vanadyum ile molibden ve volfram karbürleridir.

Bunların kimyasal bileşimleri aşağıya çıkarılmıştır (68,69).

karbür	% C	% Cr	% W	% Mo	% V	% Fe
MC	14	4	21	12	45	4
M_2C	6	8	40	28	12	6
M_6C	2	4	35	20	3	36

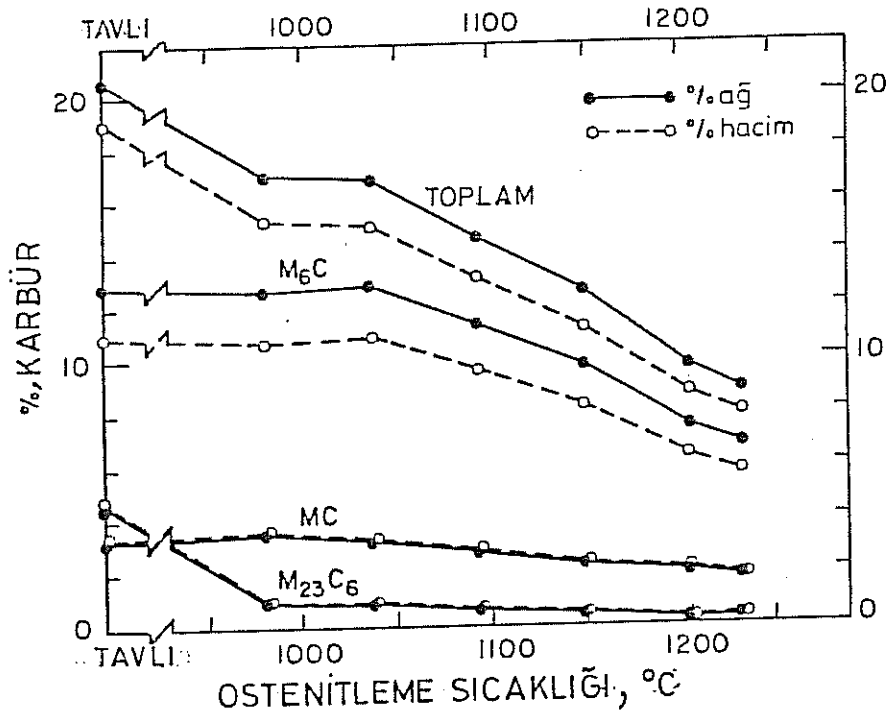
Bu karbürlerin tümü de çok serttir ve sertlikleri martensitin sertliğinden de yüksektir.

Karbür	HV _{0.02}
MC	3000
M ₂ C	2000
M ₆ C	1500
M ₂₃ C ₆	1250
Fe ₃ C	900
Martensit	800

1.3.1. OSTENİTLEME VE MENEVİŞLEME

Çeliklerin suverme işlemi ostenitleme ile başlar. Yüksek hız çeliklerinin ostenitleme sıcaklıkları erime sıcaklıklarına çok yakındır (70).

Ostenit bölgesinde önce M₂₃C₆ karbürleri çözünür ve 1100°C sıcaklıkta tümüyle yok olur. (Şekil 1.6.)(10). 1090°C sıcaklık



Şekil 1.6. M2 hız çeliğinde ostenitleme ile değişen karbür içeriği

üstünde M_6C çözünmeğe başlar ve $1150^\circ C$ da yoğunlukla çözünme görülür. MC yüksek sıcaklıklarda bile zorlukla çözünür ve hem tane büyümesini engeller ve hem de çeliğin aşınma direncini artırır.

Ostenitleme sıcaklığı arttıkça çözünen karbürler anayapının alaşım elementi içeriğini artırır. Ancak anayapıda, ostenitleme sıcaklığı arttıkça küçük karbürler daha fazla çözünür, büyükler ise birleşip kaba bir yapı oluşturur. Karbürlerin, tane büyümesini engelleme etkisi böylece yok olur (71,72) ve aşırı tane irileşmesi doğabilir.

Ostenitleme işlemleri tamamlanan çelik sertleştirilmek üzere suverilir. $\delta \rightarrow M$ dönüşümüne ostenitleme sıcaklık ve işlemine bağlı olarak değişir. Genellikle suverilmiş hız çeliklerinin içyapılarında % 10-15 çözünmemiş karbürler % 15-30 kalan ostenit ve % 60-80 martensit bulunur (73,75).

Suverilip sertleştirilmiş hız çeliğine gerekli tokluğu kazandırmak amacıyla menevişleme uygulanır. Menevişleme 500-560°C sıcaklık aralığında uygulanır ve ikincil sertleşme olgusunu doğurur.

Yüksek hız çeliklerinin menevişleme olgusu genellikle 4 ayrı aşamadan oluşur (76-79). Birinci aşamada yumuşama olur; kare prizmalı martensit küp martensite dönüşür ve ϵ - karbür çöker. İkinci aşamada çökeltme sertleşmesi doğar ve ikincil sertleşmeye yolaçar. Üçüncü aşamada kalan ostenitin dönüşebilen miktarı dönüşür. Dördüncü ve son aşamada ise ϵ ve M_3C , çözünür ve M_6C ile $M_{23}C_6$ çökeltimi başlar.

Yüksek hız çeliklerinde 3. aşama dönüşüm yaratmaz ve menevişleme sonrası soğuma sırasında dönüşüme uğrar. M2 çeliğinde kalan ostenitin 500°C sıcaklığa dek dengeli kalabildiği bilinmektedir(80). Kalan ostenitin bu özelliğinden ötürü yüksek hız çeliklerinde ikili menevişleme ya da çoklu menevişleme uygulanır.

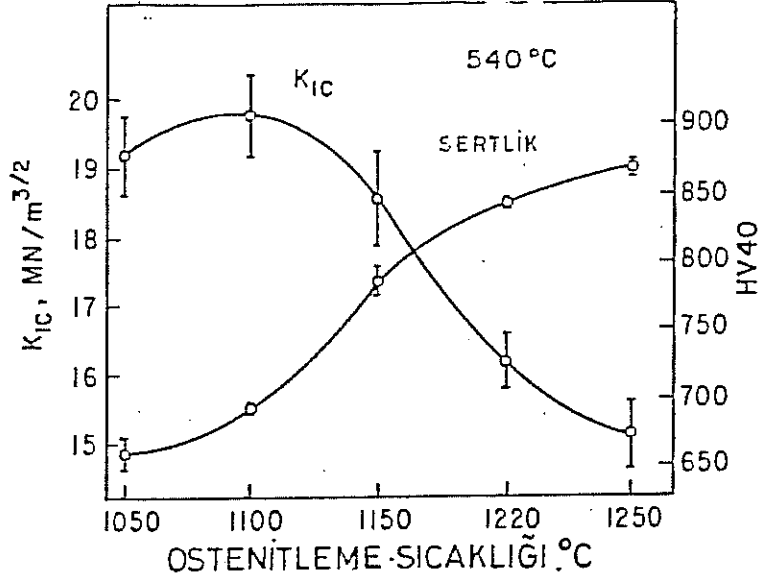
1.3.2. İKİLİ OSTENİTLEME

Sanayi uygulamalarında, suverilmiş bir hız çeliğine yeniden suverildiğinde gevrekleştiği ve balık-pulu görünümüyle kırıldığı bilinir. Bunun nedeni aşırı tane büyümesidir (81-82) ve ikinci ostenitleme sıcaklığı ilk ostenitleme sıcaklığına yaklaştığında yoğunlaşır. Ancak, yeni bazı araştırmalarda (83,84) ikinci ostenitleme sıcaklığının düşük olması durumunda çeliklerin tokluğunda artış gözlemlenmiştir. Kee ve Worzala (20) bu tokluk artışını - K_{IC} artışı - kalan ostenit ile açıklamaktadır. Bir başka çalışmada (84) bu, küçük karbürlerin çökeline bağlanmaktadır. İkili suverme işlemlerin küçük karbür çökeline yol açtığı bilinmektedir. (85-87). Soylu (85) ögel (86) ve Güngen (87) bu karbürlerin M₆C türü karbürler olduğunu göstermiştir.

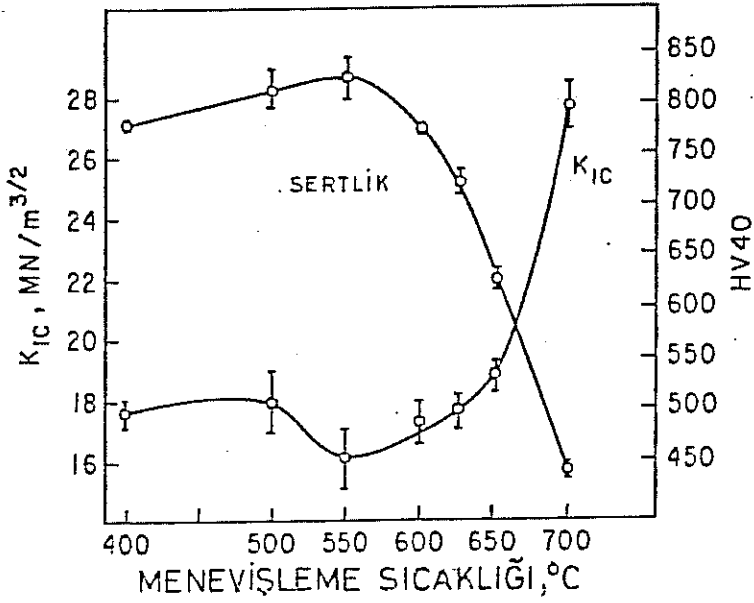
1.3.3. KIRILMA TOKLUĞU -İÇYAPI İLİŞKİSİ

Yüksek hız çelikleri martensitli anayapıları ve sert karbürleri nedeniyle gevrekler; onların tokluğu (88,89) çeşitli tanımlarla belirlenmeye çalışılmıştır. Ancak en gerçekçi yaklaşımlar kırılma tokluğu ile sağlanmaktadır.

Ostenitleme sıcaklığı, oluşan içyapıda en önemli etmendir. Kırılma tokluğu, ostenitleme sıcaklığı arttıkça düşer (80,90,92). Şekil 1.7'de ostenitleme ve menevişleme sıcaklıklarının K_{IC} ve sertlik üzerindeki etkileri görülmektedir (90).



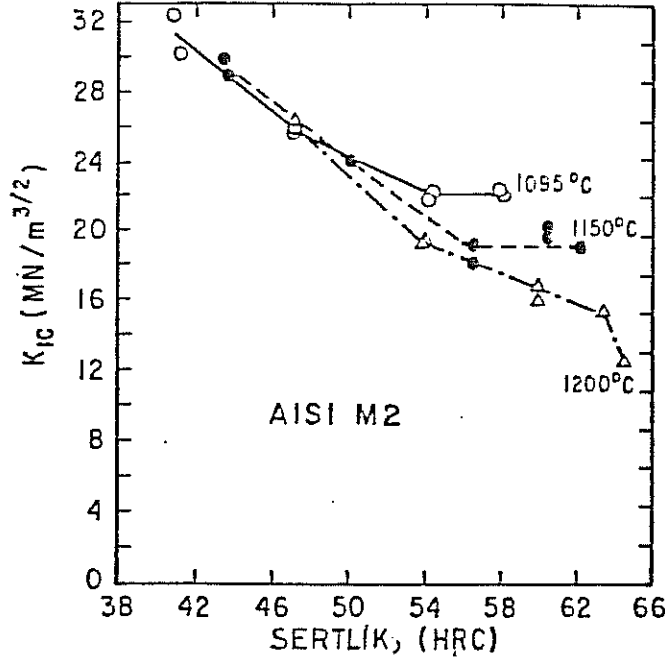
(a)



(b)

Şekil 1.7. Ostenitleme ve Menevişleme sıcaklıklarının M2 çeliğinde K_{IC} ve sertlik üzerine etkisi

Düşük ostenitleme sıcaklıkları eşdeğer sertlikte yüksek K_{IC} değerleri vermektedir (Şekil 1.8) (8); bu yalnızca küçük tane büyüklüğüyle açıklanacak bir olgu değildir. Tane büyüklüğünün kırılma tokluğuna etkisi daha karmaşıktır. (10,93,94).



Şekil 1.8 Menevişli sertliğe göre M2 çeliğinin K_{IC} değişimi

Kim (10) ikili suverilmiş M₂ hız çeliğinde iri taneli numunelerin küçük tanelere oranla $3 \text{ MP}_a \text{ m}^{-1/2}$ daha yüksek K_{IC} gösterdiğini buldu. Benzer bulgular başkalarınınca da bulundu (93). Pacyna (94), bu bulguları çatlak önündeki plastik bölge ile tane büyüklüğü ilişkisi ile açıkladı.

Yüksek hız çeliklerinin içyapılarındaki çözünmemiş karbürler çok sert ve gevrek olduklarından çatlak oluşumunu başlatabilecekleri düşünülür. Genellikle, karbürlerin parça büyüklüğü küçültülürse K_{IC} değerinin yükseleceği ve ayrıca karbürlerin hacim oranı azaltılabilirse tokluk özelliğinin iyileşeceği beklenir.

Lee ve Worzala (20), Horton and Child (92) karbürlerin K_{IC} üzerindeki etkilerini inceleyen araştırmacılarıdır. Diğer bazıları (9,95) da karbür oranının K_{IC} değerini pek etkilemediğini göstermiştir. Bunu "matrix" ya da anayapı çelikleri diye anılan çeliklerin olağan hız çeliklerinden farklı K_{IC} göstermemeleriyle de anlamak olasıdır. Benzerlikle, toz metalbilimi yöntemleri ile hazırlanan hız çelikleri de farklı K_{IC} göstermemektedir. (19,96).

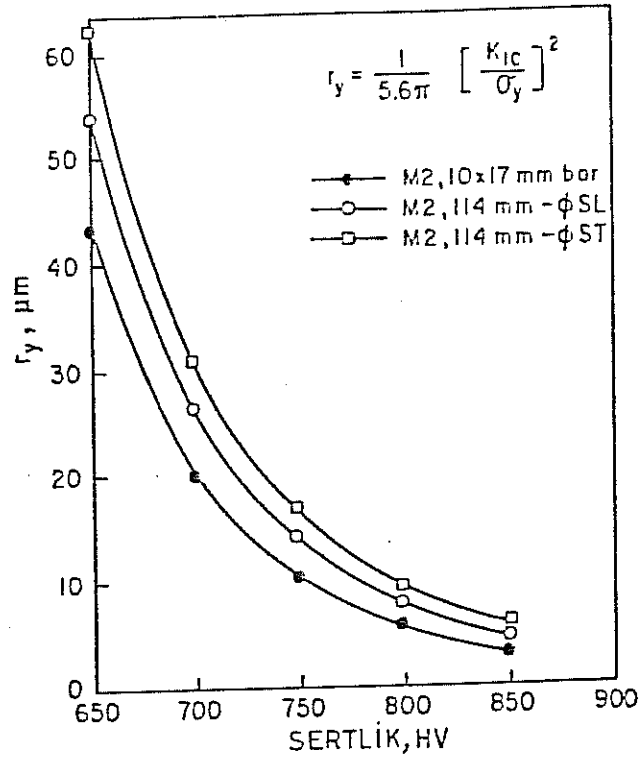
Cottrell'in (97) akma ve kırılmaya ilişkin kuramı çatlamanın da çekirdeklenme, büyüme ve ilerleme aşamaların içerdiğini belirtir. Çatlağın büyüme ve ilerlemesi anayapının K_{IC} değerine bağlı görünmektedir; ancak, karbürler çatlak başlatabilirler.

Berry ve Tornachi (90) karbür çatlamaşının ve arayüzey ayrılmasının yarattığı boşlukcukların birleşmesinin kırılma mekanizmasında etkili olduğunu ileri sürmektedir. Tekin (98), çözünmemiş M₆C karbürlerinin çatlak başlattığını gözlemledi; çatlak ilerlemesinde ise martensitli anayapının etkili olduğunu belirtti. Benzer gözlemler Shelton ve Wronsla (96) tarafından da bulundu.

Anlaşılacağı gibi durağan deneyler ile kırılma tokluğu deneyleri arasında temelde şu fark vardır:

Durağan tokluk deneylerinde parça içinde çatlak başlatmak içinde enerji gerekir; kırılma tokluğu deneylerinde varolan bir çatlağın ilerlemesi çatlağın ucundaki gerilim durumuna ve pratik gerininin içyapıdaki çökeltiyle etkilesimine bağlıdır. Bu bakımdan

karbürler arası uzaklık daha etkin olabilir. Şekil 1-9 da (92) M2 çeliğinde sertliğe bağlı olarak plastik bölge büyüklüğünün değişimi görülmektedir.



TÜRKİYE
BİLİMSEL VE TEKNİK
ARAŞTIRMA KURULU
MÜDÜRLÜĞÜ

Şekil 1.9 M2 çeliğinde düzlemsel gerinimde plastik bölge büyüklüğünün, r_y , sertliğe bağlı değişimi

800 HV sertlikte hız çeliklerinde karbürler arası uzaklık plastik bölgeden daha küçüktür. Eğer çelik daha yumuşak ise, plastik bölge karbürleri içerir. Bu nedenle karbürlerin dağılım ve hacim %, K_{1c} değerini etkileyebilir. Daha yüksek sertliklerde anayapının özellikleri daha etkindir.

1.3.4. İKİLİ SUVERME

İkili suverilmiş takım çeliklerinde K_{IC} değerinin olağan suverilmişlerinkine göre daha yüksek olduğu bulunmuştur. (20,83) Lee ve Worzala (20) bunu kalan ostenite bağlamaktadır. Diğer bazıları (84,87) ise bunu küçük karbür çökelimine bağlamaktadır. Son olarak Worzala ve Shong (99), bir H13 çeliğinde, ikili suverilmiş durumda K_{IC} değerinin arttığını buldular.

Görüldüğü gibi K_{IC} değerinin ikili suverme ile yükseltilebileceği beklenilebilir. Bu nedenle ayrıntılı ve sistematik araştırma gerekmektedir. İkincil faz parçalarının etkisi yalnızca karbürlerle kısıtlı değildir; Pacyna (100) kalıntıların bile K_{IC} değerini olumlu etkileyebileceğini iddia etmektedir. Bu nedenle, yüksek hız çeliklerinin ikili suverilmiş içyapıları böyle bir araştırma için ideal görülmektedir.

II DENEYSEL YÖNTEM

2. DENEYSEL YÖNTEM

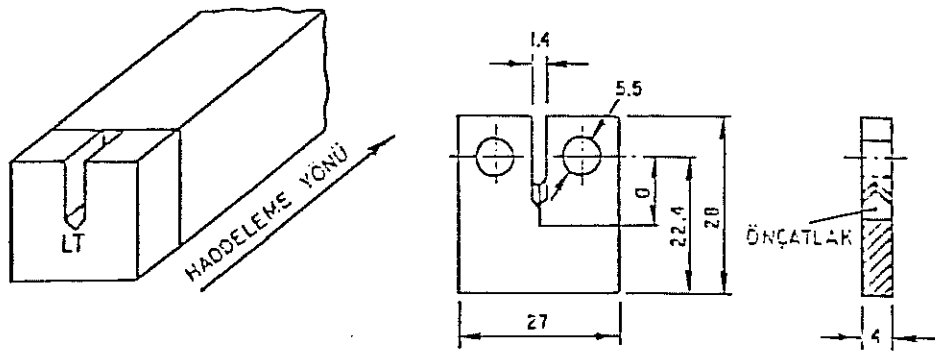
2.1. GEREÇ

Bu araştırmada kullanılan elik, AISI M2 standardı, 40 mm çapında sıcak haddelenmiş çubuk durumunda PARSAN tarafından sağlandı. Kullanılan eliėin spektrometrik kimyasal çözümlerle sonuçları aşağıda verilmektedir.

% C	% Cr	% Mo	% V	% W	% S	% P
0.87	4.1	4.9	1.9	6.6	0.014	0.024

2.2. DENEY NUMUNELERİ

Kırılma tokluğu numuneleri Şekil 2.1'de grldğu gibi haddeleme yönüne dik yönde çıkarılan parçalardan hazırlandı.



$$10.1 \leq \sigma \leq 12.3$$

Şekil 2.1. Kırılma Tokluğu Numuneleri

Bu numunelerin genişliği, W, 22.4 mm ve kalınlığı, B, ise 4 mm idi. Numunelerin (B) dışındaki tüm boyutları ASTM E-399-83 standardında verilenlere uymaktaydı. Anılan standartta, 50 HRC sertlikte düzlemsel gerinim için verilen kritik numune kalınlığı < 1 mm olduğundan bu araştırmadaki B=4 mm değerinin standarttaki koşulu sağladığı düşünüldü. Önçatlağın kolay açılabilmesi için chevron çentiğinin uç açısı 70° olarak alındı.

2.3. ISIL İŞLEMLER

a) ISIL İŞLEM FIRINLARI

Tüm ostenitleme işlemleri 6 SiC ısıtıcı çubuk içeren bir dikey boru fırında gerçekleştirildi. Isıtma bölgesinin sıcaklığı Pt-%10 Rh ısılçiftine bağlı bir ETHER sıcaklık denetleci ile SiC ısıtıcı çubuklardan geçen akım ise bir SIEMES REGOVOLT VARIAC aygıtı ile yapıldı. Isıtma bölgesinin içinin sıcaklığı ise Pt-%13 Rh ısılçifti kullanılarak $\pm 6^\circ \text{C}$ duyarlılıkla bir ELIMKA 4000 denetleci ile yapıldı.

Parçaların karbonsuzlaşmasını önlemek amacıyla ısıtma işlemler argon atmosferi altında yapıldı. Argon, fırına verilmeden önce, 470°C yatay bir kuvarz tüp içindeki bakır talaşı üzerinden geçirildi.

Menevişleme işlemleri ise elektrik dirençli bir başka dikey fırında gerçekleştirildi. Bu fırında sıcaklık denetimi bir kromel-alumel ısılçifti kullanılarak ± 3 duyarlılıkla yapıldı.

b) ISIL İŞLEM UYGULAMALARI

İlk ostenitleme işlemleri için seçilen sıcaklıklar 1220°C, 1150°C, 1100°C ve 1050°C idi. 1220°C takini izleyen ikinci ostenitleme sıcaklıkları ise 1150°C, 1100°C ve 1050°C olarak seçildi. Tüm ostenitleme işlemleri için 5 dk. ostenitleme süresi uygulandı.

Menevişleme işlemleri 500-640°C sıcaklık aralığında yapıldı ve genellikle 2 x 2 saatlik süreler uygulandı. Isıl işlem ayrıntıları aşağıdaki çizelge de özetlenmektedir.

a)

OSTENİTLEME SICAKLIĞI, °C
1220°C
1150°C
1100°C
1050°C
1220°C + 1150°C
1220°C + 1100°C
1220°C + 1050°C

b)

OSTENİTLEME SICAKLIĞI °C	MENEVİŞLEME SICAKLIĞI °C
1220°C	
1150°C	
1100°C	
1050°C	+ 550°C (2 x st)
1220°C + 1150°C	
1220°C + 1100°C	
1220°C + 1050°C	

c)

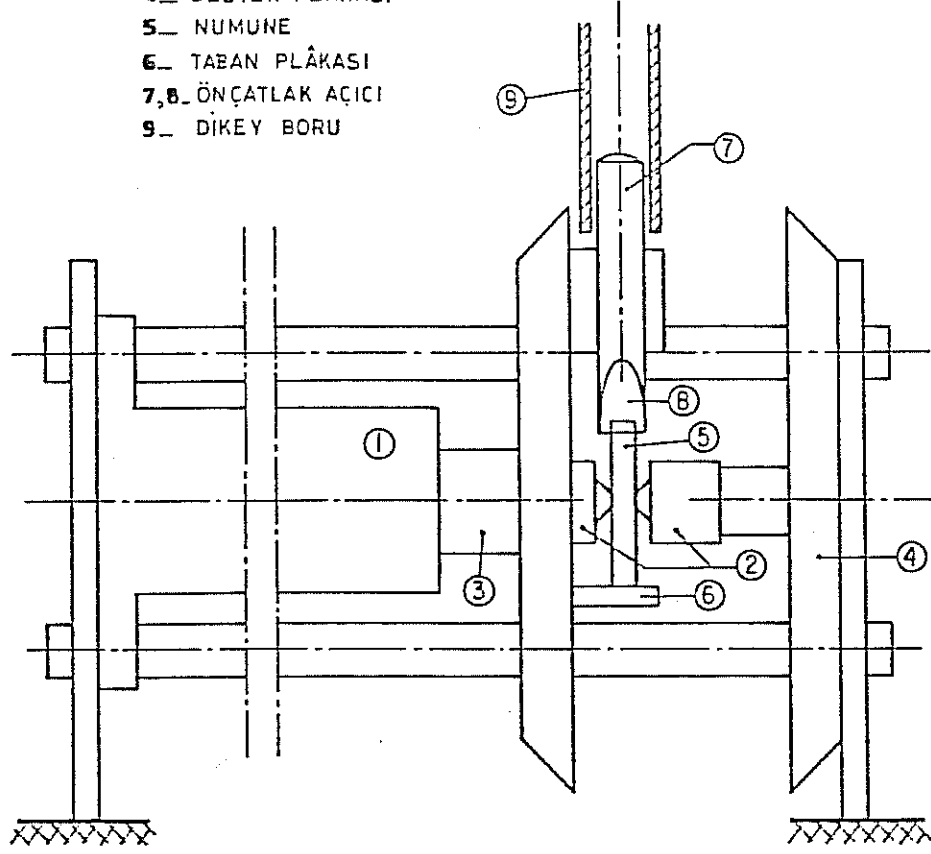
OSTENİTLEME SICAKLIĞI, °C	MENEVİŞLEME SICAKLIĞI, °C
1220°C	+ 600°C (2 x 2 st)
1220°C	+ 600°C (2 x 2 st)
1220°C	+ 600°C (2 x 2 st)
1220°C	+ 640°C (2 x 2 st)
1220°C + 1150°C	+ 500°C (2 x 2 st)
1220°C + 1100°C	+ 500°C (2 x 2 st)

2.4. MEKANİK DENEYLER

2.4.1. ÖNÇATLAMA

Tokluk numunelerinin önçatlamaları için Eriksson (13) yöntemi kullanıldı. Isıl işlem uygulanmış numunelerin yüzeyleri önce hafifçe taşlandı ve sonra da parlatıldı. Bu numuneler daha sonra, örneği Şekil 2.2.'de görülen aygıtta yapıldı.

- 1. HİDROLİK PRESS
- 2,3. BASMA PİMLERİ
- 4. DESTEK PLÂKASI
- 5. NUMUNE
- 6. TABAN PLÂKASI
- 7,8. ÖNÇATLAK AÇICI
- 9. DİKEY BORU



Sekil 2.2. önçatlak Açma Aygıtı

önçatlak açmak için çentikli numune dikey olarak yerleştirilip değme çapı 5 mm olan bir hidrolik presle basıldı. (1700-2000 N/mm²). Bu aygıtta ağırlık, numunenin çentigine yerleştirilen önçatlak açıcının üzerine düşürülür ve her seferinde önçatlağın açılıp açılmadığı denetlenir. Çatlak oluşmadı ise ağırlık daha yüksekte düşürülerek etki attırılır.

2.4.2. DURAGAN KIRILMA DENEYİ

önçatlağı ayırdedebilmek için tokluk deneylerinden önce numuneler 2 gün havada bekletildiler.

Kırılma tokluğu deneyleri oda sıcaklığında dikey bir çekme aygıtında gerçekleştirildi. Yükleme hızları ASTM E 399-83 standardına göre 0.55 - 2.75 MPa. m^{1/2}/s aralığında idi.

Yüksek hız çeliklerinde dengeli çatlak büyümesi olmadığından, kopma'daki maksimum yük F_g olarak alındı ve hesaplamalarda bu kullanıldı.

Her bir ısıl işlem durumu için en az 2 numune denendi ve sonuçların ortalaması değerlendirmeye alındı.

Kırık yüzeylerin tümü de gevrek kırılma özelliği taşımaktaydı. Kırık yüzeyde yapılan ölçümlerde, "çatlak cephesi"ni saptamada hiç bir güçlükle karşılaşılmadığından,

$$a_c = \frac{a_1 + a_2 + a_3}{3}$$

kolaylıkla belirlendi.

2.4.3. SERTLİK ÖLÇÜMLERİ

Düzlemsel gerinim kırılması tokluğu ölçümü için kullanılan kompakt numunelerinin bir yarısını sertlik ölçümleri için kullanıldılar. Bu ölçümlerden önce yüzeylerden en az 0.2 mm taşlanarak alındı. 60 kg standart ağırlık kullanılarak Vickers sertlik ölçüldü. Her numune için en az 5 ölçüm alınarak sonuçta bunların ortalama değerleri kullanıldı.

Vickers elmas piramit izaçarı bazı numunelerde, ayrıca, çatlak oluşumunu incelemek amacıyla da kullanıldı. Bunun için 100-120 kg kullanılarak en az 800 HV sertliğindeki numuneler çatlatıldı.

3.5. METALOGRAFI İNCELEMELERİ

3.5.1. OPTİK METALOGRAFI

Elmas pasta ile parlatılan numuneler gerekli biçimde dağlandıktan sonra bir Vickers M41 Photoplan mikroskobuyla incelendi.

3.5.2. TARAMA ELEKTRON METALOGRAFISI

Tarama elektron mikroskobu ile incelenen kırık ve düz yüzeyler öncelikle bir sesüstü aygıtında temizlendiler ve düz yüzeyler dağlandıktan sonra kırık yüzeyler ise oldukları durumda mikroskoba yerleştirildiler.

3.5.3. SAYISAL METALOGRAFI

Bu araştırmada kullanılan içyapısal değişkenler şunlardı:

f = karbürlerin hacimsel oranı

N_L = karbürlerin sayım çizgisinin birim uzunluğuna düşen kesişme sayısı

d = ortalama karbür çapı

λ = karbürler arası ortalama açıklık

$$\lambda = \frac{(1 - f)}{N_T}$$

Δ_2 = bir düzlemdeki noktasal parçacıkların en yakın çiftlerin arasındaki ortalama uzaklık

$$\Delta_2 = 0.36 \cdot \bar{d} \cdot f^{-1/2}$$

Δ_3 = Δ_2 benzeri

$$\Delta_3 = 0.45 \cdot \bar{d} \cdot f^{-1/3}$$

2.6. X-IŞINLARI METALOGRAFISI (106)

Özellikle kalan ostenit oranını saptamak amacıyla x-ışınları kırınımı yöntemi kullanıldı ve $M_{0\text{K}}$ ışınımı kullanılarak $(211)_m$ ile $(200)_\gamma$ kırınımları ölçüldü. Göreceli karşılaştırmayla elde edilen kalan ostenit oranları, elektrolitik karbür çıkarma yöntemiyle bulunan karbür oranlarına göre normalleştirildi.

2.7. KARBÜR ÇIKARMA (67, 104, 105)

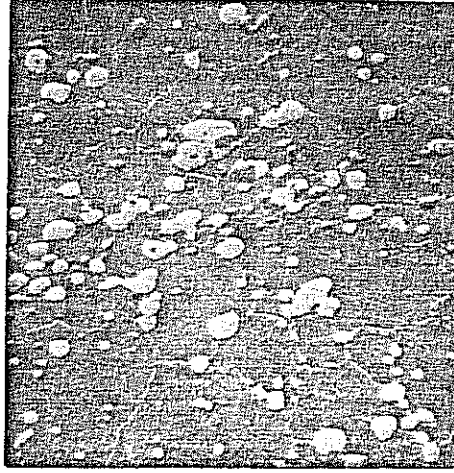
Numuneler anot olarak kullanılıp elektrolitik karbür çıkarma yöntemleriyle karbürler çıkartıldı. Bu işlem için $0.01-0.04 \text{ A/cm}^2$ akım yoğunluğu ve % 10 HCl - metanol çözeltisinde 12-24 saatte $1-2 \text{ cm}^3$ karbür çıkarılabildi.

Çıkarılan karbür tortusu süzülüp kurutuldu ve mıknatıs ile denetlendi. Daha sonra duyarlıklı olarak tartıldı.

3.1. İÇYAPI

3.1.1. Tekli Ostenitlenmiş İçyapılar

AISI M2 yüksek hız çeliğinin sanayideki uygulanan ostenitleme sıcaklığı 1220°C'dır. Bu durumdaki bir M2 hız çeliğinin içyapısı martensitli bir anayapı içinde serpiştirilmiş olarak bulunan çözünmemiş karbürleri içerir (Şekil 3.1).

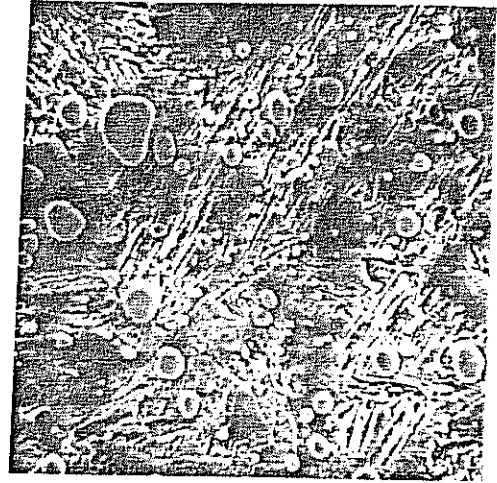
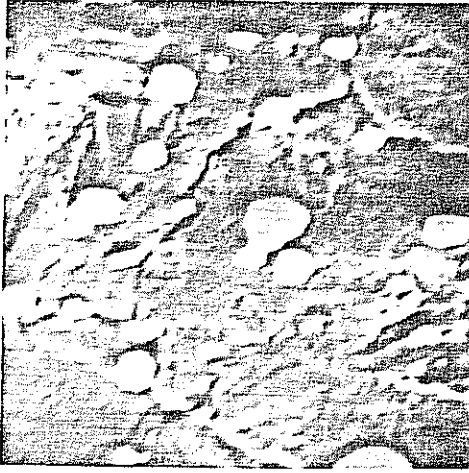
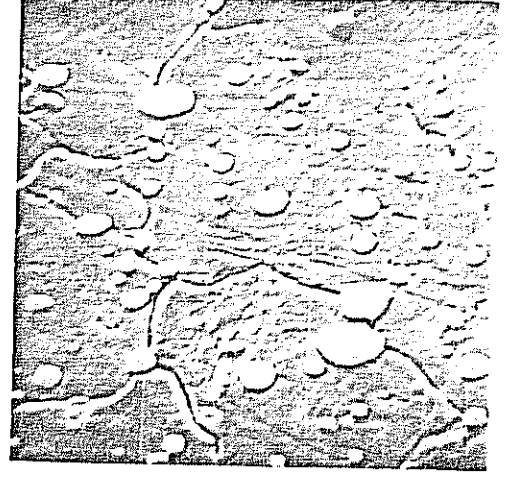
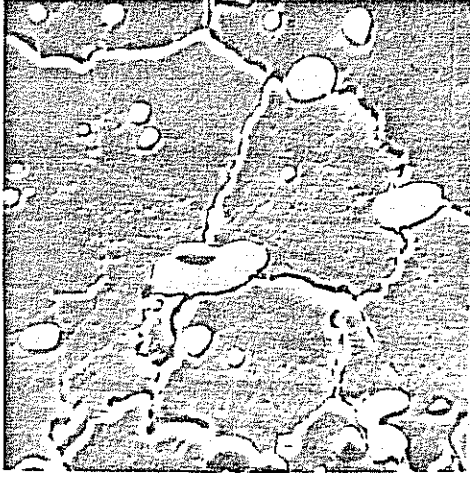


Şekil 3.1. Suverilmiş M2 yüksek hız çeliğinin içyapısı.

1100x

Martensitli içyapıda, martensitin yüksek alaşım ve içgerilim içermesinden ötürü kolaylıkla dağlanamamaktadır.

Tekli ostenitlenen numunelerde ostenitleme sıcaklığı 1220°C'dan 1050°C'a indirildikçe önceki ostenit tane sınırları gittikçe görünmez, fakat buna karşın anayapının iğnemsî martensitleri de gittikçe görünür olmaktadır. (Şekil 3.2.)



Şekil 3.2. Tekli ostenitlenmiş suverilmiş M2 çeliginin içyapıları (2900 x)

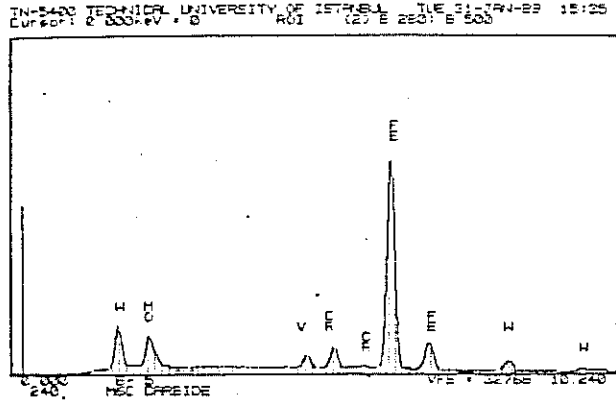
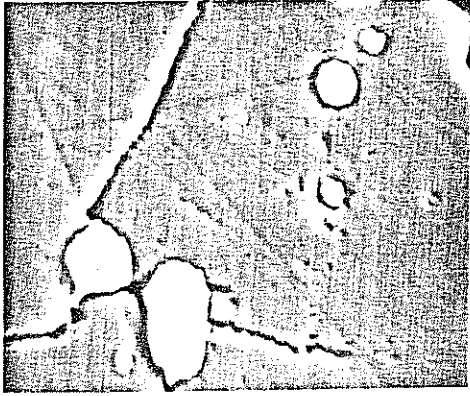
a) 1220°C

b) 1150°C

c) 1100°C

d) 1050°C

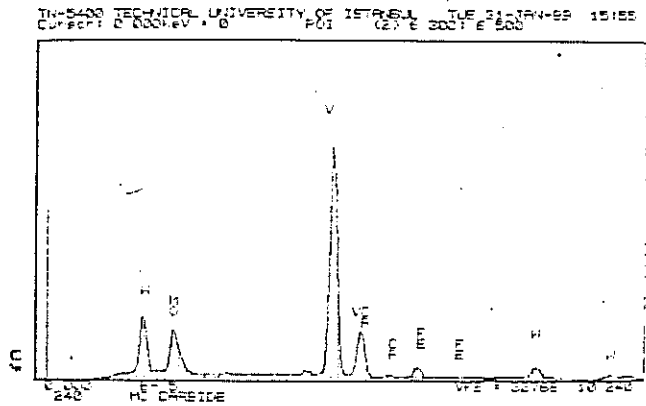
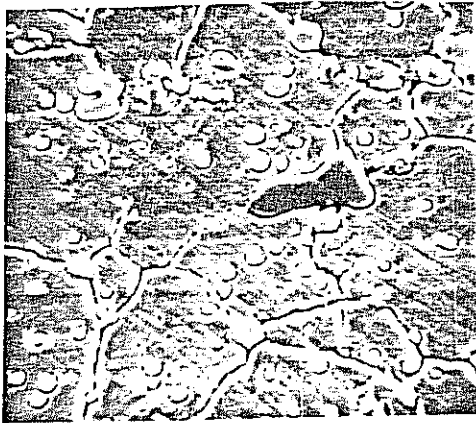
X-Işınları noktasal çözümlenmeleri çözünmemiş kaba karbürlerin M_6C ve MC olduğunu gösterdi. M_6C karbürlerinin görünümü ile x-ışınları noktasal çözümlenmesi Şekil 3.3.'te görülmektedir. Bu karbürlerin bileşimleri Fe_3Mo_3C - Fe_4Mo_2C aralığındadır.



(b)

Sekil 3.3. M_2C karbürleri ve x-ışınları noktasal çözümü

Benzer biçimde MC karbürleri de incelendiğinde (3.4.) bunların V_4C_3 karbürleri olduğu anlaşıldı.



(b)

Sekil 3.4. MC karbürü ve x-ışınları noktasal çözümü

Bu çözümlenmelerde karbon ve küçük atom numaralı elementler tanınmadığı için kesin kimyasal bileşimler elde edilememektedir. Ancak, yarı-nicesel bir yaklaşımla da olsa oldukça sağlıklı bir biçimde çökeltiler ve anayapının kimyasal bileşimleri onların türünü belirlemede kullanılabilir. Bu çalışmada elde edilen sonuçlar aşağıya çıkarılmıştır.

TÜR	% W	% Mo	% V	% Cr	% Fe
M ₆ C	19.0	9	2.0	4.0	66.0
MC	21.0	14.0	56.0	5.0	4.0
Anayapı	3.0	2.0	1.0	5.0	89.0

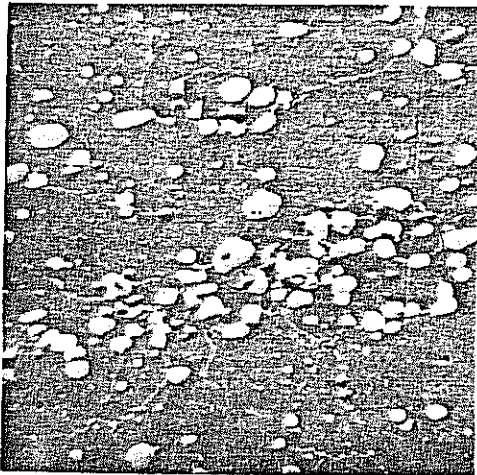
X-Işınları element taramaları ile çıkarılan haritalardan da M₆C karbürlerinin yoğun olarak Mo ve W içerdiği, MC ya da M₄C₃ karbürlerinin ise V içerdiği fakat W içermediği gözlemlendi. Bunlar arasında ayırım tarama elektron mikroskopundaki görüntülerine dayandırılarak kolaylıkla yapılabildi: M₆C karbürleri ya beyaz ya açık gri, diğer yandan MC karbürleri hep kara ya da koyu gri görünüm sergilediler.

Çözünmemiş karbürlerin çok büyük oranı M₆C karbürlerinden oluşmaktadır. MC ancak tüm karbürlerin yaklaşık % 5'i kadardır. Ancak bazen M₆C ve MC ya birlikte ya da içice konumda gözlemlendiler (Şekil 3.5.)



Sekil 3.5. $M_2C + MC$ bileşik konumda (2900 x)

Yüksek hız çeliklerinin sanayideki üretim koşullarında katılaşma sırasında yoğun biçimde karbür dizilenmesi oluşturur. Özellikle haddeleme yönüne koşut olarak beliren bu karbür dizileri, içyapıda kolaylıkla gözlenmiştir ve suverilmiş çeliğin içyapısındaki karbür dağılımının ne denli eşit olmadığını gösterir (Şekil 3.6.)



Şekil 3.6. Karbür Dizileri

a) 1100 x

b) 2900 x

Karbür dizilerindeki karbürler eşeksenli karbürlerdir; hepside birbirine yakın ve belli yönde uzayıp giden bir konumda sıralanmışlardır. Diziler içi ve diziler arası karbür uzaklıkları ile ortalama karbürlerarası uzaklık, karbürlerin ortalama çapı ve hacimsel oranı ölçülerek çizelge biçiminde aşağıda verilmiştir.

Numune ve işlem	%f _C	\bar{d}_C (μm)	λ_C (μm)	Δ_{2C} (μm)	Δ_{3C} (μm)
<u>1220°C</u>					
Dizi içi	33.0	1.60	3.4	1.00	1.04
Diziler arası	4.5	0.90	13.5	1.53	1.14
<u>Reference(19)</u>					
Dizi içi	35.0	1.82	-	1.11	1.16
Diziler arası	6.0	1.10	-	1.62	1.26
<u>1150°C</u>					
Dizi içi	38.0	1.40	2.3	0.82	0.87
Diziler arası	9.0	0.83	7.0	1.00	0.83
<u>1100°C</u>					
Dizi içi	38.0	1.47	2.7	0.85	0.91
Diziler arası	11.0	0.82	5.9	0.90	0.77
<u>1050°C</u>					
Dizi içi	47.0	1.49	1.7	0.78	0.86
Diziler arası	12.0	0.85	6.4	0.89	0.78

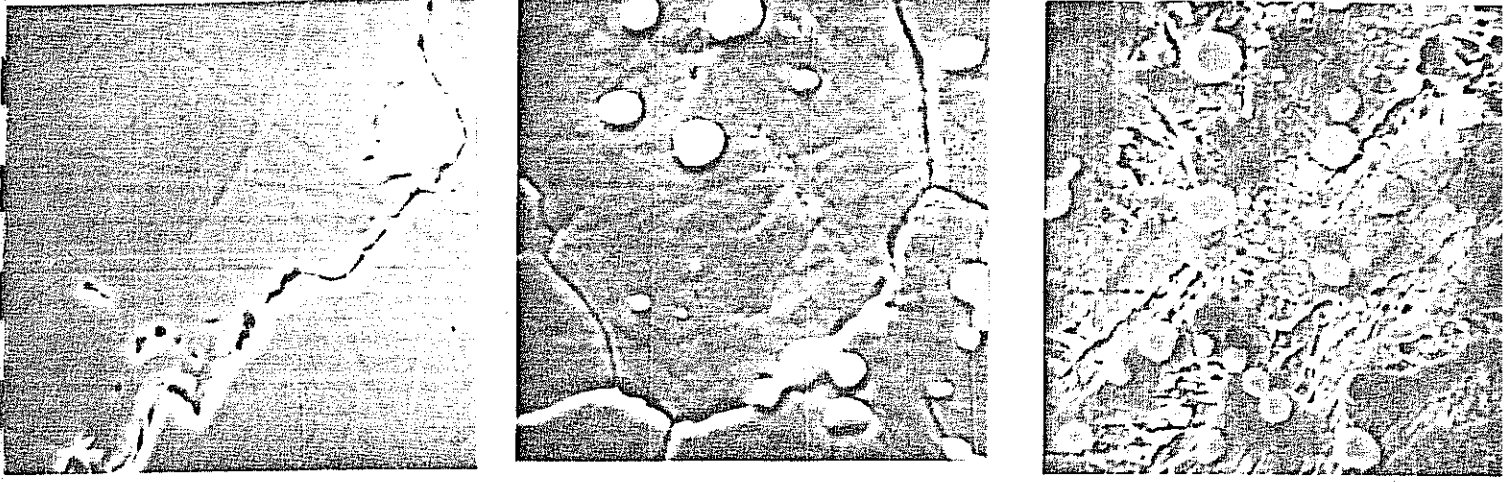
Görüldüğü gibi karbür dizileri içinde karbürlerarası uzaklık çok düşük (yaklaşık 2-3µm) yani, karbürler birbirlerine çok yakın konumdadır. Ayrıca, karbürlerin ortalama çapı diziler içindeki karbürler arası uzaklıktan daha büyüktür; yani diziler daima en büyük karbürleri içermektedir.

Ostenitleme sıcaklığı arttıkça daha çok karbür ostenitte çözünmekte ve karbürlerin hacimsal oranı düşmektedir. 1050°C - 1150°C sıcaklık aralığında \bar{d} ve λ pek değişmemektedir. Ancak 1150°C üstünde bu niceliklerin her ikisi de artmaktadır.

3.1.2. İKİLİ OSTENİTLENMİŞ İÇYAPILAR

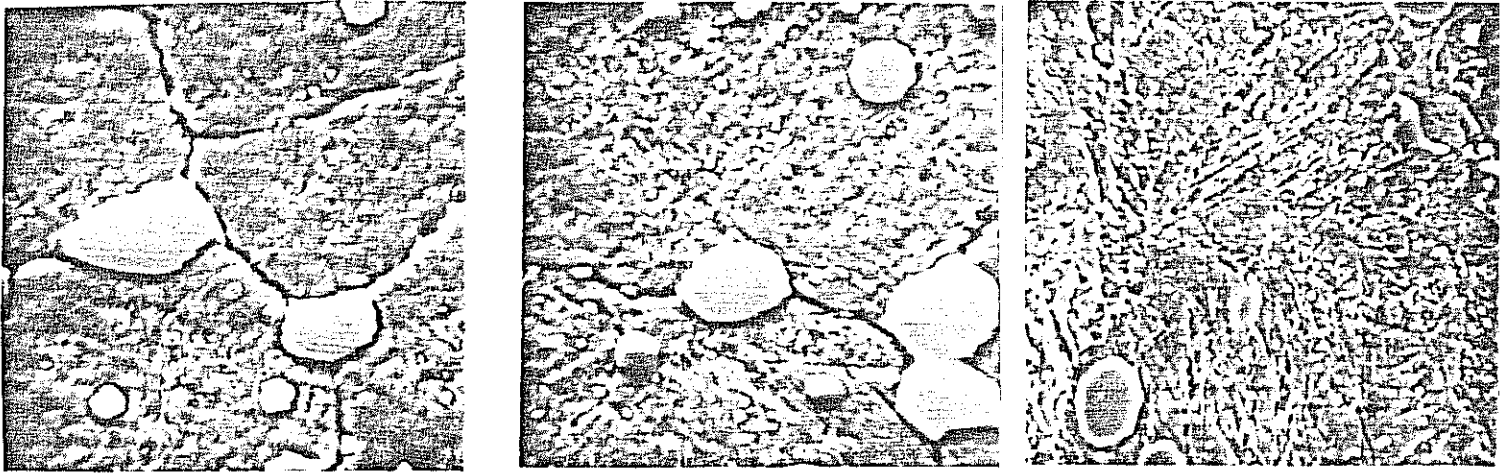
1220°C'da ilk ostenitlenip havada soğutulmuş bir dizi numuneye, 1150°C - 1050°C aralığında ikinci kez ostenitleme uygulandı. Bu sıcaklık aralığının seçilmesi ve 1150°C üzerine çıkılmama nedeni tane büyümesi etkisini en az düzeyde tutmaktan ötürüdür.

Tekli ve ikili ostenitlenmiş içyapıların karşılaştırmasında öncelikle tekli ostenitlenmiş içyapılar incelenirse (Şekil 3.7.) ostenitleme sıcaklığı düştükçe hem çözünmemiş karbürlerin arttığı ve hem de anayapıdaki martensitin daha belirginleştiği görülmektedir.



Sekil 3.7. Tekli Ostenitlenmiş İcyapılar (5800 x)

İkili ostenitlenmiş İcyapıların temel farkı ise onların içerdığı yeni ve küçük çökeltilerdi. İkinci ostenitleme sıcaklığı 1150°C - 1050°C aralığında düştükçe çökelen küçük çökeltilerin hacim oranı da arttı (Şekil 3.8.)



Sekil 3.8. İkili ostenitlenmiş İcyapılar (5800 x)

a) 1150°C

b) 1100°C

c) 1050°C

Bu küçük ve yeni çökelen çökeltilerin x-ışınları noktasal çözümlenmeleri bunların M_6C türü karbürler olduğunu gösterdi.

Yeni çökelen küçük M_6C karbürlerinin büyüklüğü ve çökeltiler arası uzaklıkları ölçüldüğünde elde edilen sonuçlar aşağıdaki çizelgede özetlenmiştir. k simgesi bu değerlerin küçük karbürlere özgü olduğunu belirtmektedir.

İSLEM	% f_m	\bar{d}_m (μm)	λ_m (μm)	$\Delta_{2.m}$ (μm)	$\Delta_{3.m}$ (μm)
1220°C + 1150°C	1.5±1.0	0.1±0.005	6.6	0.29	0.18
1220°C + 1100°C	3.0±1.0	0.1±0.005	3.5	0.20	0.14
1220°C + 1050°C	6.0±1.0	0.1±0.005	1.9	0.15	0.11

Görüldüğü gibi ikinci ostenitleme sıcaklığı düştükçe küçük karbürlerin hacimsel oranı % 1.5'tan % 6'ya çıkmakta ancak, bu karbürlerin büyüklüğü değişmemektedir. İkinci ostenitleme sıcaklığı 1150°C'dan 1050°C'a indiğinde $k = 6.6 \mu m$ 'dan $1.9 \mu m$ değerine inmektedir. En yakın komşu aralığı da $0.1 - 0.3 \mu m$ arasında kalmaktadır.

3.2. ELEKTRONİK KARBÜR ÇIKARMA BULGULARI

Tarama elektron mikroskobu fotoğraflarından hesaplanan karbür hacim oranları, pek güvenilir ve kesin sonuçlar olarak görülmeyebilir. Bu nedenle elektrolitik yöntemlerle gerek tekli ve gerekse ikili ostenitlenmiş numunelerden karbürler çıkarılıp ağırlık oranları saptandı. Sonuçlar aşağıda özet olarak gösterilmektedir.

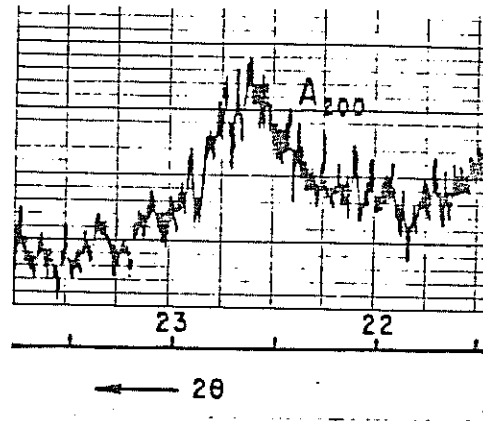
ISIL İŞLEM	% Ağırlık
1220°C	9.7
1150°C	10.2
1100°C	11.8
1050°C	14.8
1220°C + 1150°C	11.0
1220°C + 1100°C	12.8
1220°C + 1050°C	16.0

Tekli ostenitlenmiş numunelerde ostenitleme sıcaklığı arttıkça ostenit anayapıda çözünen karbür oranı artmakta ve hemen sonucu da çözünmemiş karbür oranı azalmaktadır. 1050°C'da içyapıda %14.8 ağırlık oranında çözünmemiş karbür varken bu oranı 1220°C'da % 9.7 düzeyine inmektedir.

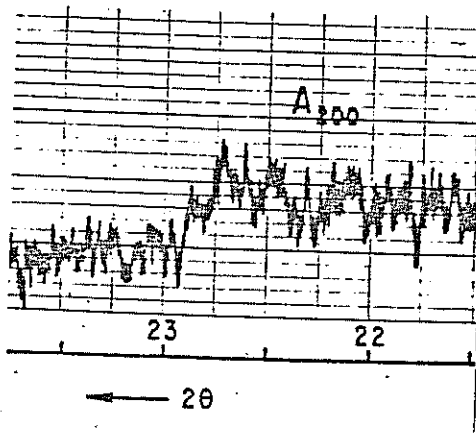
İkili ostenitlenmiş numunelerde ise, eşdeğer sıcaklıklarda, tekli ostenitlenmişlere göre daima daha fazla toplam karbür vardır. Örneğin, 1150°C'da tekli ostenitlenmiş numune % 11.8 ağırlık. Toplam karbür içermesine karşın, 1220°C + 1150°C ikili ostenitlenmişte bu miktar % 12.8 ağırlık oranına yükselmektedir. Bu sonuçlar tarama elektron mikroskopundaki bulguları desteklemektedir.

3.3. KALAN OSTENİT BULGULARI

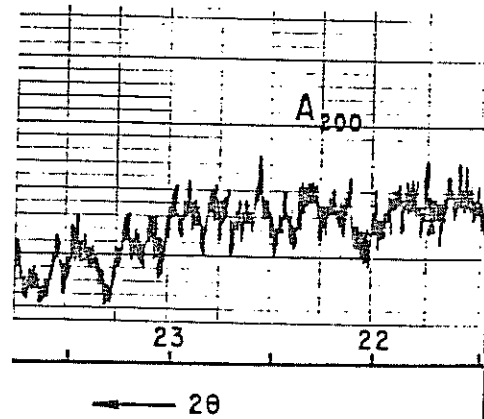
Durnin ve Ridal (103) yöntemi kullanarak (Şekil 3.9.)



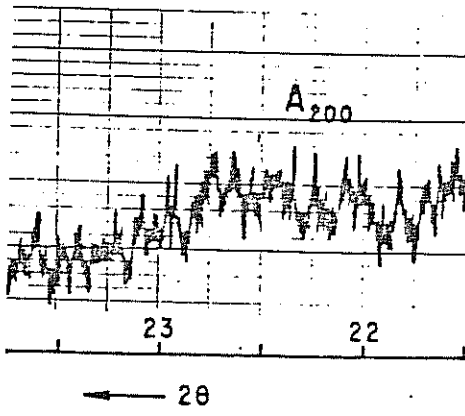
(a) 1220°C



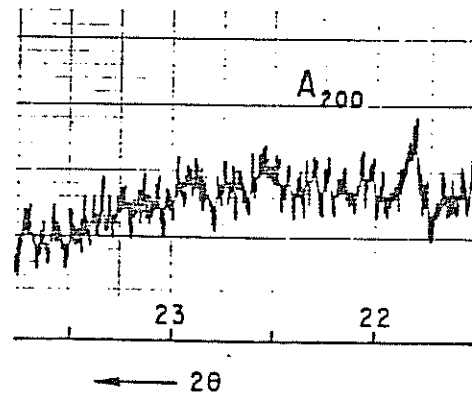
(b) 1150°C



(c) 1220° + 1150°C



(d) 1100°C



(e) 1220° + 1100°C

Sekil 3.9. Kalan Ostenit Sonuçları

suverilmiş M2 çeligindeki kalan ostenit miktarı hesaplanmıştır. Sonuçlar aşağıda özetlenmiştir.

ISIL İŞLEM	% KALAN OSTENİT
1220°C	11.4
1150°C	5.5
1100°C	3.0
1050°C	3.2
1220°C + 1150°C	4.5
1220°C + 1100°C	3.5
1220°C + 1050°C	(*) çok zayıf

Bu çizelgede verilen değerler içyapıdaki karbür miktarına göre normallenmiştir.

Görüldüğü gibi tekli ostenitlenmiş numunelerde ostenitleme sıcaklığı 1220°C - 1050°C aralığında düştükçe kalan ostenit miktarı da düşmektedir. Ancak ikili ostenitlenmiş numuneler, eşdeğer sıcaklıklar için, tekli ostenitlenmişlere göre daha az kalan ostenit içermektedir. İkili ostenitlenmiş numuneler, ikinci ostenitleme sıcaklığı düştükçe, daha az kalan ostenit içermektedir. Bu bulgular karbürlere ilişkin gözlemlerle bir bütünlük oluşturmaktadır.

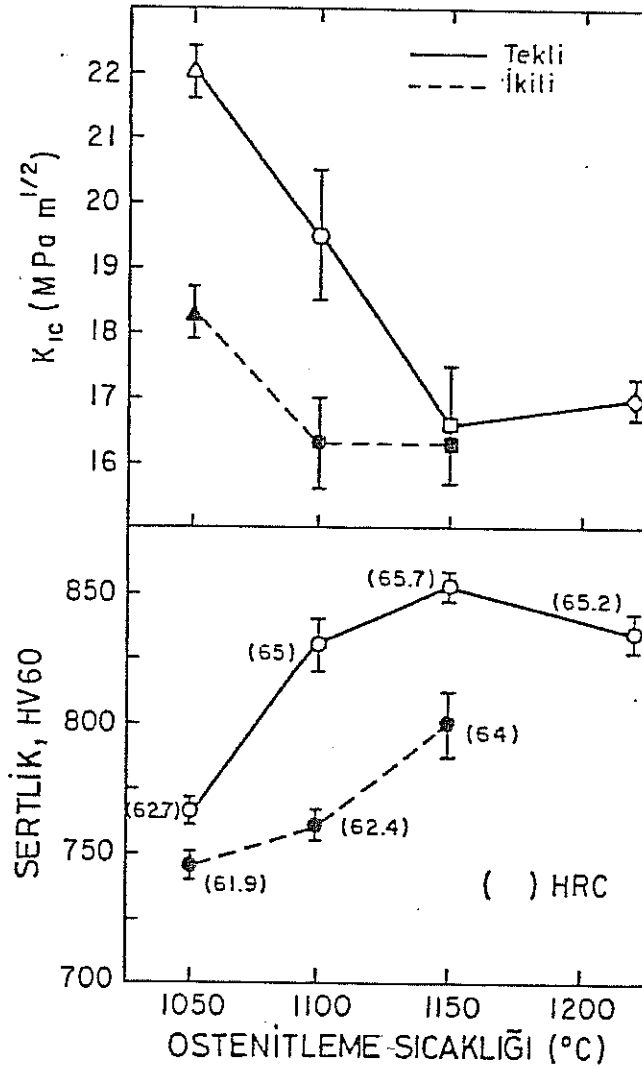
3.4. KIRILMA TOKLUĞU BULGULARI

Gerek tekli ostenitlenmiş ve gerekse ikili ostenitlenmiş AISI M2 hız çeliği numuneleri genellikle gevrek kırılma gösterdi. Hem suverilmiş ve hem de suverilip menevişlenmiş numunelerin K_{IC} değerleri 16 - 26 $MPa \cdot m^{1/2}$ aralığındaydı. Aşağıda, sertlik düzeyleri de belirtilerek K_{IC} değerleri verilmektedir.

ISIL İŞLEM	SERTLİK HV60	K_{IC} $MPa \cdot m^{1/2}$
1220°C	835±8	17.0±0.3
1150°C	855±4	16.6±0.9
1100°C	830±12	19.5±1.0
1050°C	765±4	22.0±0.4
1220°C + 1150°C	800±12	16.3±0.6
1220°C + 1100°C	760±4	16.3±0.7
1220°C + 1050°C	745±4	18.3±0.4

Tekli ostenitlenmiş numunelerde ostenitleme sıcaklığı düştükçe sertlikte düşmektedir. Benzer gözlemler ikili ostenitlenmiş numuneler için de geçerlidir. Ancak ikili ostenitleme tekli ostenitlemeden daima daha düşük sertlikler vermektedir.

K_{IC} ve sertlik özelliklerinin ostenitleme sıcaklığına göre değişimi Şekil 3.10'da özetlenmiştir.



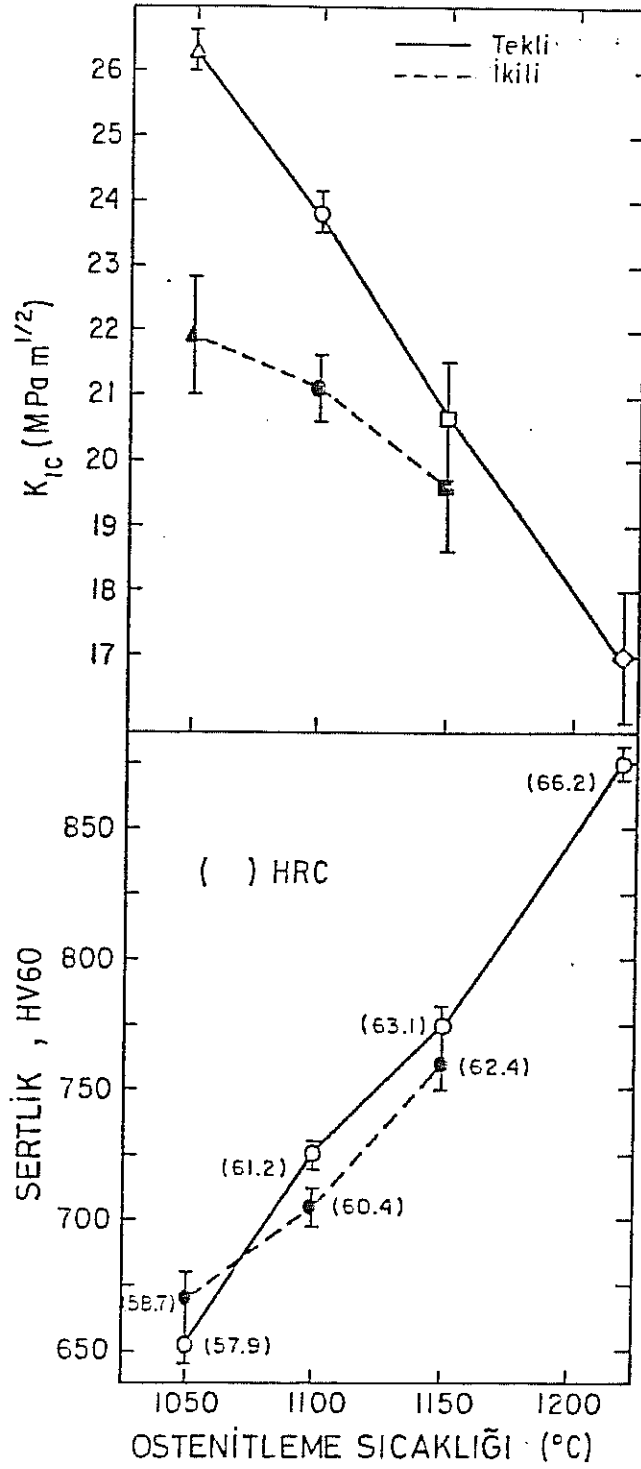
Şekil 3.10. K_{IC} ve sertliğin suverilmiş durumda ostenitleme sıcaklığına göre değişimi

K_{IC}, ikili ostenitleme sonucu tekli ostenitlemeye göre daima daha düşük değerler vermektedir. K_{IC} değerlerindeki fark ikinci ostenitleme sıcaklığı düştükçe artmaktadır. Tekli ve ikili ostenitlenmiş numunelerde, K_{IC} ile sertlik arasında basit bir ters ilişki yoktur. Örneğin 1100°C'da tekli ostenitlenmiş numune 830HV (HRC) halbuki 1220°C + 1100°C ikili ostenitlenmişin sertliği 760 HV (62.4 HV)'dir. Bunların K_{IC} değerleri ise 19.5 MP_a.m^{1/2} ve 16.3 MP_a.m^{1/2}'dir. Görüldüğü gibi tekli ostenitlenmiş M2 hız çeligi hem daha sert ve daha toktur. Bu eğilim 1150°C ve 1050°C sıcaklıkları için de geçerlidir.

Yüksek hız çelikleri hep menevişli durumda kullanılırlar. Bu nedenle bir dizi numuneye ostenitlendikten sonra ayrıca menevişleme işlemi 550°C'da 2 x 2 saat olarak uygulandı. Aşağıda bu numunelerin sertlik ve K_{IC} değerleri özetlenmiştir.

ISIL İŞLEM	SERTLİK	K _{IC}
	HV60	MPa.m ^{3/2}
1220°C	870±8	17.0±1.0
1150°C	775±8	20.7±0.8
1100°C	725±4	23.8±0.3
1050°C	650±8	26.3±0.3
1220°C + 1150°C	760±12	19.6±1.0
1220°C + 1100°C	710±8	21.1±0.5
1220°C + 1050°C	670±12	21.9±0.9

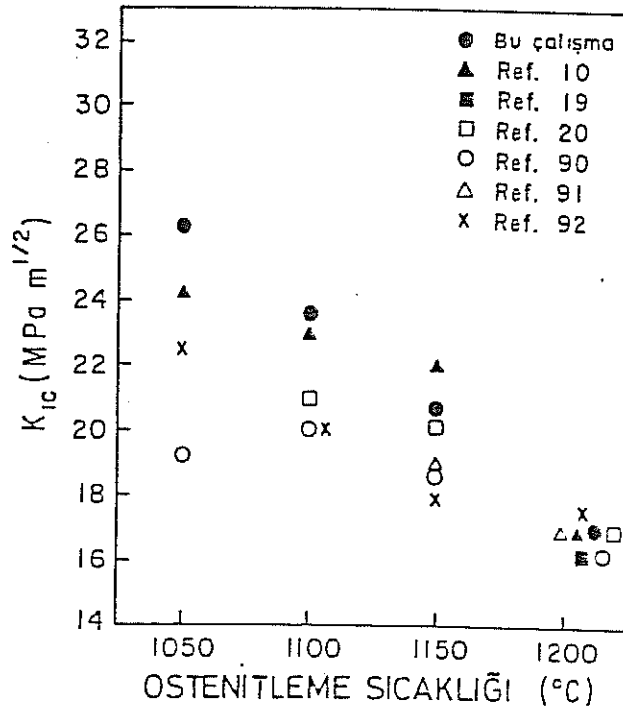
Menevişleme sonucu, K_{IC} ve sertlik değerleri suverilmiş durumdakilere göre pek değişmemektedir. Ancak 1220°C'da tekli ostenitlenmiş ve 550°C'da menevişlenmiş numunenin sertliği artmakta, fakat tüm diğerlerinin sertliği düşmektedir (Şekil 3.1).



Sekil 3.11. K_{1C} ve sertliğin menevişli durumda
ostenitleme sıcaklığına göre değişimi

Tekli ostenitlenmiş numuneler menevişli durumda, ostenitleme sıcaklığı arttıkça K_{IC} düşmektedir. İkili ostenitlenmişlerde de ikinci ostenitleme sıcaklığı arttıkça K_{IC} düşer. Tekli ostenitleme, ikili ostenitlemeye göre daima daha yüksek K_{IC} vermektedir.

Şimdiki araştırmada elde edilen sonuçlar diğer benzer çalışmaların sonuçları ile karşılaştırıldığında anlamlı bir birliktelik göze çarpmaktadır. Bunlar Şekil 3.12'de özetlenmiştir.



Şekil 3.12 M2 çeligiine ilişkin çalışmaların K_{IC} değerleri karşılaştırması

Bu çalışmaların içinde, şimdiki araştırmaya en yakın gelen Lee ve Worzala (20)'nin çalışmalarıdır; K_{IC} değerleri karşılaştırmaları aşağıda özetlenmiştir.

OSTENİTLEME (°C)	MENEVİŞLEME	BU ARAŞTIRMA (MPa.m ^½)	[20] (MPa.m ^½)
1220°C + 1150°C	550°C (2 x 2s)	19.6	-
1220°C + 1100°C	550°C (2 x 2s)	21.1	-
1220°C + 1150°C	565°C (2 x 2s)	-	19.0
1220°C + 1095°C	565°C (2 x 2s)	-	20.0

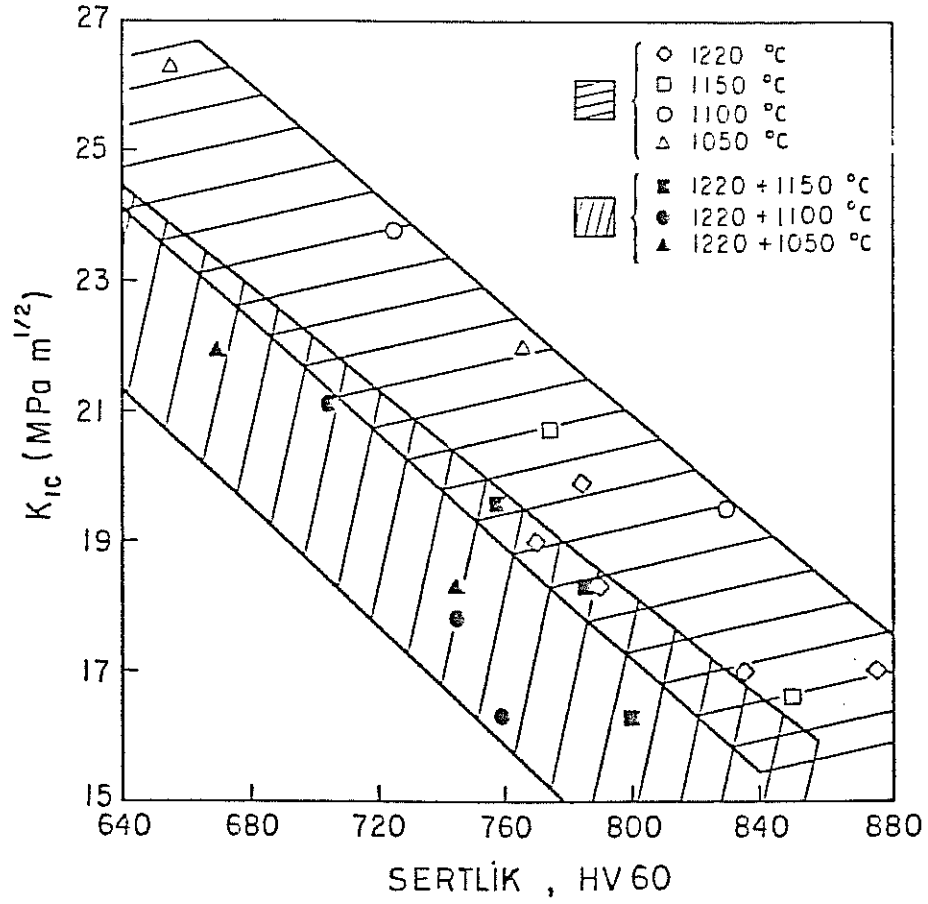
Görüldüğü gibi her iki araştırmada elde edilen K_{IC} sonuçları birbirine çok yakındır.

Menevişlenince sertlik düşmektedir. Bu nedenle eşdeğer sertlikte K_{IC} değerlerine karşılaştırabilmek amacıyla bazı numunelere olağandan daha düşük bir sıcaklık seçildi ve ikili ostenitlemeden sonra menevişleme 500°C'da uygulandı. Diğer yandan yanı sertlik düzeyine getirebilmek için 1220°C'da tekli ostenitlenmiş numuneler de 600°C ve 640°C'da menevişlendi. Sonuçlar aşağıda özetlenmiştir.

OSTENİTLEME	MENEVİŞLEME	SERTLİK HV60	K _{IC} MPa.m ^{1/2}
1220°C	600°C (2 x 2s)	790±12	18.3±0.4
1220°C	600°C (2 x 4s)	785±4	19.9±0.4
1220°C	600°C (2 x 6s)	770±8	19.0±0.1
1220°C	640°C (2 x 2s)	675±12	20.1±0.5
1220°C + 1150°C	500°C (2 x 2s)	770±8	19.0±0.2
1220°C + 1100°C	500°C (2 x 2s)	750±12	17.8±0.1

Genellikle eşdeğer sertlik düzeylerinde tekli ostenitleme daima ikili ostenitlemeden daha yüksek K_{IC} vermektedir.

Sertlik ile K_{IC} arasındaki ilişki elde edilen tüm sonuçlar değerlendirilerek Şekil 3.13'te özetlenmiştir.



Şekil 3.13 Şekil K_{IC} ilişkisi

Her ne kadar kesin bir bağıntı çıkarmak olası değilse de, özellikle düşük sertlik düzeylerinde tekli ostenitlemeye göre ikili ostenitleme daha düşük K_{IC} değerleri vermektedir.

3.5 KIRIK YÜZEY İNCELEMELERİ

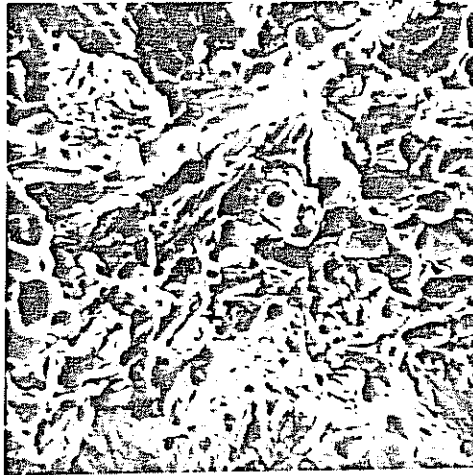
Tarama elektron mikroskopunda kırık yüzeyler incelendiğinde genellikle yarı-yarılma gözlemlendi. Kırılma, önceki ostenit tanelerine göre karmaşık bir taneleriçi kırılma yolu izliyerek gerçekleşmektedir. Ne var ki kırılmabilim (fraktografi) de sözü edilen klasik nehir yatağı görünümü gözlemlenmedi. Yarı-yarılma kırılmasına bir örnek Şekil 3.4'te görülmektedir.



Sekil 3.14 Menevişli M2 hız çeliğinde yarı-yarılma kırılmasına örnek - 2900 x

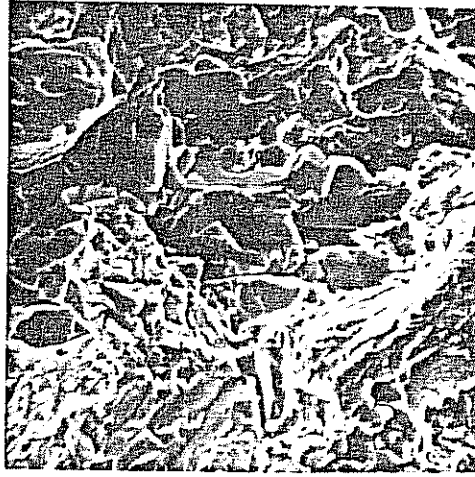
Bu numune 1220°C'da ostenitlenip 550°C'da en yüksek sertliğine menevişlenen bir M2 hız çeliğine aittir.

Suverilmiş numunelerin kırık yüzey görünümleri menevişlilerinkine göre daha farklıdır. (Şekil 3.15)



Şekil 3.15 Suverilmiş numunenin kırık yüzeyi - 2900 x

Her iki durumda da çözünmemiş karbürler kırılmada etkinlik göstermektedir. Kırık yüzeylerin hepsi de yarılmış ya da arayüzeyi ayrılmış karbürler içermektedir. Karbürlerin büyüklüğü arttıkça yarıma eğilimi de artmaktadır. Sekil 3.16'da 1220°C'da tekli ostenitlenmiş bir M2 hız çeligi numunesinin kırık yüzeyinde martensitli anayapıda gömülmüş durumda bulunan yarılmış karbürler görülmektedir.



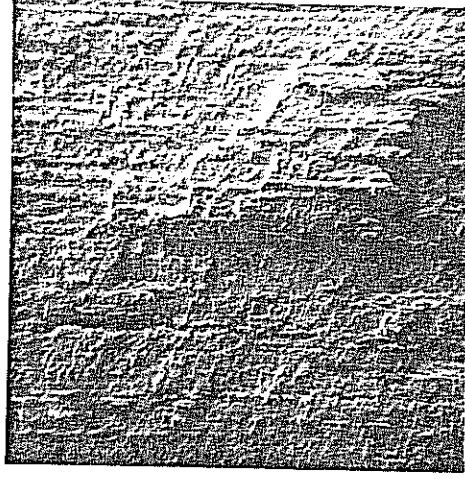
Sekil 3.16 1220°C'da ikili ostenitlenmiş M2'de yarılmış karbürler 2900 x

Karbürler, yoğun olarak karbür dizilerinde bulunduğundan çatlak yolu hemen daima bunlardan geçmektedir (Sekil 3.17).



Sekil 3.17 Karbür dizilerinden geçen çatlak - 2000 x

Karbür dizilerinin kırılmadaki etkisi düşük büyütmelelerde daha iyi görmektedir: Şekil 3.18'de karbür dizilerinin çatlak yolunu nasıl değiştirdiği açıkça görülmektedir.



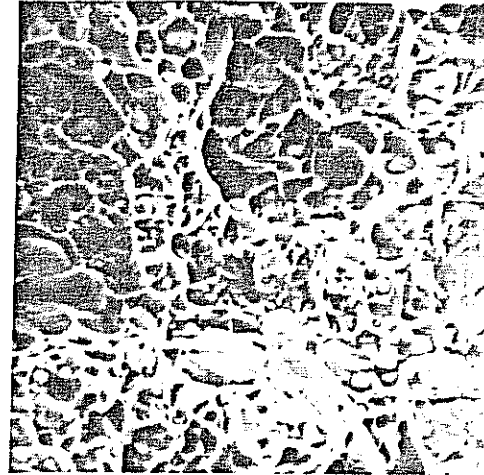
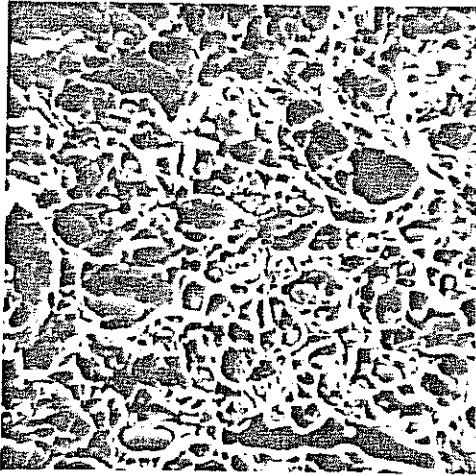
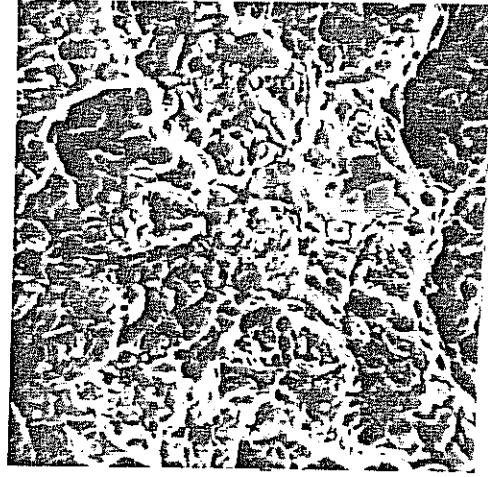
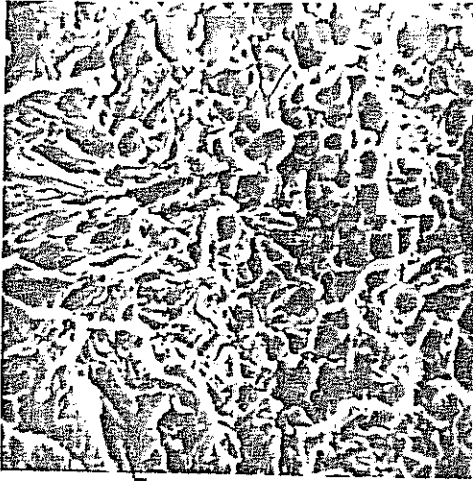
Şekil 3.18 Karbür dizileri ve çatlak yolu 100 x

çatlak ilerlemesinde karbür dizileri arasında yan atlama- larında olmaktadır. Bunlara bir örnek Şekil 3.19'da görülmektedir.



Şekil 3.19 Karbür dizileri arasında yan atlama- 260 x

Su verilmiş durumda tekli ve ikili ostenitlenmiş M2 hız çeliğinin kırık yüzeyleri hep karmaşık tanelerici kırılma göstermektedir. Şekil 3.20'de tekli ostenitlenmiş M2 hız çeliği numunelerinin kırık yüzeyleri görülmektedir.



Şekil 3.20 Tekli ostenitlenmiş M2 hız çeliğinin suverilmiş numunelerinin kırık yüzeyleri - 2900 x

a) 1220°C

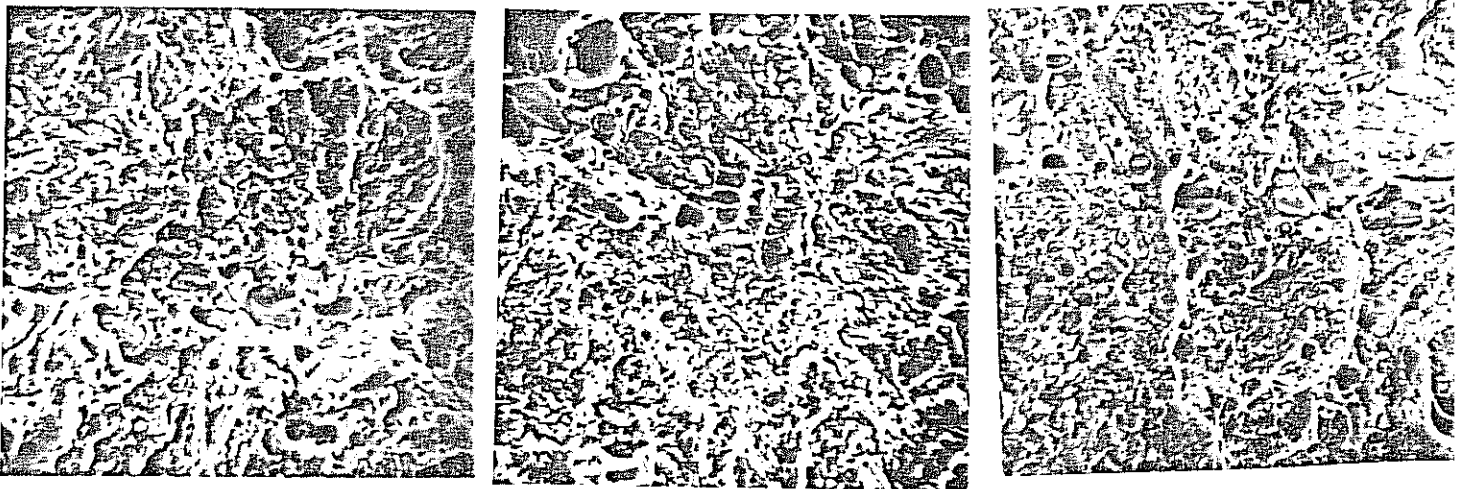
b) 1150°C

c) 1100°C

d) 1050°C

1220°C ve 1150°C'da tekli ostenitlenmiş numunelerin kırık yüzeyleri arasında pek fark yoktur; her ikisinde de yarılmış ve arayüzeyi ayrılmış karbürler gözlemlenmekte ve kırık yüzeyler gevrek kırılma özelliği sergilemektedir. Ancak, 1150°C altındaki sıcaklıklarda ostenitlenmiş numuneler gittikçe artan oranlarda boşlukcuk oluşumu göstermektedir. Sünek kırılma daha çok küçük çökeltilerin arayüzey ayrılması ile oluşan boşlukcuklar ile gerçekleşir. Ostenitleme sıcaklığı düştükçe sünek kırılma özelliğinin göreceli arttığı söylenebilir.

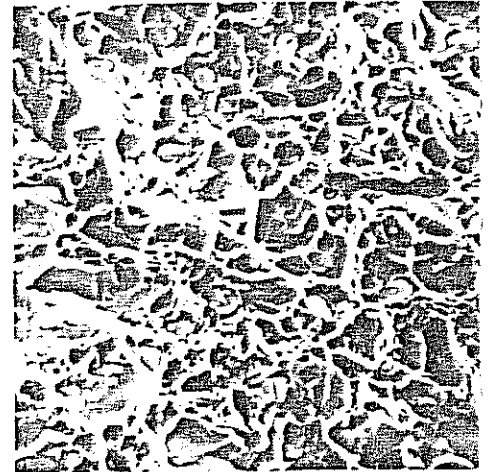
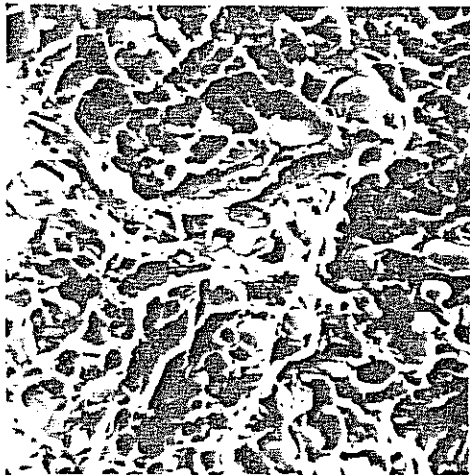
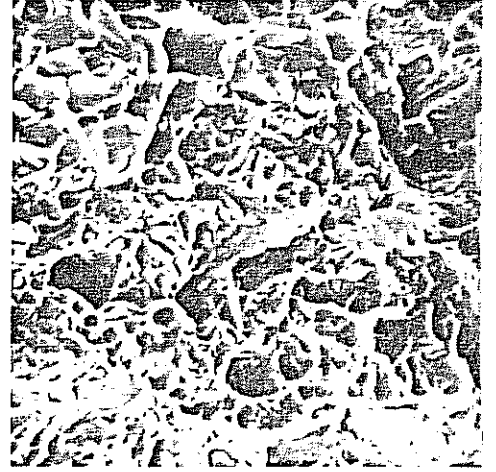
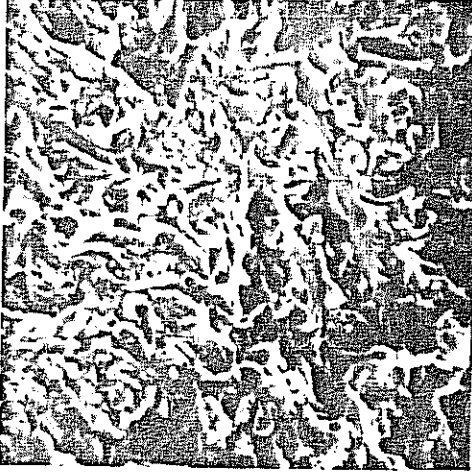
İkili ostenitlenmiş numunelerin kırık yüzeyleri de genel olarak tekli ostenitlenmiş olanlarınkine benzerlik gösterdi. Şekil 3.21'de bunlara örnekler görülmektedir.



Şekil 3.21 İkili ostenitlenmiş M2 hız çeliğinin süverilmiş numunelerinin kırık yüzeyleri 2600 x

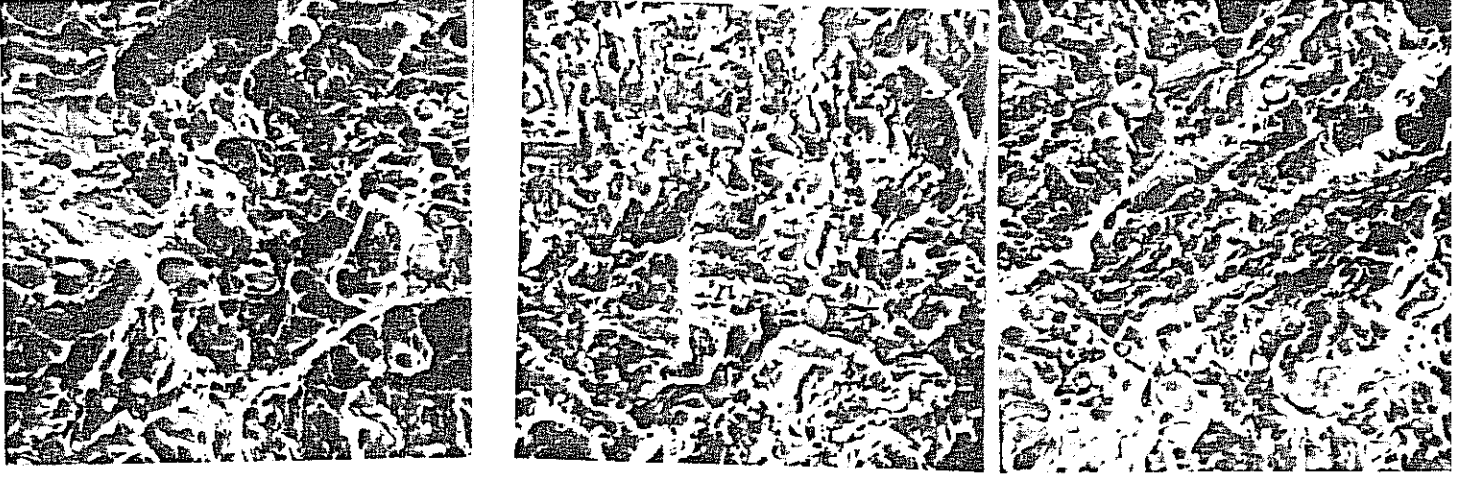
a) 1220°C + 1150°C b) 1220°C + 1100°C c) 1220°C + 1050°C

Menevişli numunelerin kırık yüzeyleri incelendiğinde de ostenitleme sıcaklığı düştükçe artan boşlukcuk oluşumu gözlemlenmektedir. 1220°C - 1050°C arasında tekli ostenitlenen M2 hız çeligi numunelerine 550°C da 2 x 2 saat menevişleme uygulandı. Şekil 3.22'de bunların kırık yüzey örnekleri görülmektedir.



Şekil 3.22 Tekli ostenitlenip, 550°C'da 2 x 2 saat menevişlenmiş M2 hız çeligi numunelerinin kırık yüzeyleri

ikili ostenitlenip menevişlenmiş M2 hız çeliğinin kırık yüzeyleri de benzer görünümler sergiledi. Bunlara örnekler Sekil 3.23'te verilmektedir.



Sekil 3.23. Tekli ostenitlenip 550°C'da 2 x 2 saat menevişlenmiş M2 hız çeliği numunelerinin kırık yüzeyleri
a) 1220°C + 1150°C b) 1220°C + 1100°C c) 1220°C + 1050°C

Tekli ve ikili ostenitlenmiş ve menevişlenmiş M2 hız çeliğinin kırık yüzeyleri arasında belirgin farklardan biri tekli ostenitlenip menevişlenmiş olanın ikili ostenitlenenlere oranla göreceli olarak daha fazla boşlukkuk içermesidir.

IV TARTISMA

IV - TARTIŞMA

Bu araştırmanın iki ağırlık noktası bulunmaktadır: Birincisi içyapı, ikincisi ise K_{IC} ölçümleri. İçyapının özellikle hız çeliklerinde çok önemli olduğu bir çok araştırmada karbürler üzerine yoğunluk kazanmasından anlaşılmaktadır. Ancak, şimdiye dek yapılan araştırmalarda incelenen karbürler 1.0µm'den daha küçük değillerdir. Halbuki bu araştırmada ikinci ostenitleme sonucu çökelen karbürlerin büyüklüğü yaklaşık 0.1 ± 0.05 µm düzeylerindedir. Bu nedenle ayrıntılı bir içyapısal çalışma bu konuda bilime katkıda bulunabilecektir.

Karbürlere ilişkin ölçümsel değerler verilirken çözünmemiş karbürler ile yeni çökelen karbürler arasında ayırım yapılmış ve ortalama karbür çapı, hacimsel oran ve üç-boyutlu en yakın komşu uzaklıkları \bar{d}_c , f_c ve Δ_{3c} ile \bar{d}_y , f_y ve Δ_{3y} olarak gösterilmiştir.

Kırılma tokluğu deneyleri hem suverilmiş durumda ve hem de menevişlenmiş durumdaki numunelere uygulanmıştır. Menevişleme işlemleri belirli bir sertliğe göre ayarlanarak uygulandı; K_{IC} değerlerinin eşdeğer sertlik düzeylerinde anlamlı olacağı açıktır.

4.1. İÇYAPISAL DEĞERLENDİRMELER

Ostenitleme sıcaklığı yükseldikçe daha çok karbür ostenit içinde çözünmektedir. Örneğin 1050°C'da M2 hız çeligi içyapısında hacimsel olarak % 14.8 karbür içermekte, buna karşın 1220°C'da bu oran % 9.7 düzeyine inmektedir. Suverilmiş durumda, martensitin sertliği içerdiği karbona bağımlı olduğundan, yüksek sıcaklıklarda ostenitlenen çeliklerin sertliklerinin artması

beklenir. Nitekim ostenitleme sıcaklığı 1050°C'dan 1150°C'a artırıldığında çeligin suverilmiş sertliği 765 HV (62.7 HRC) değerinden 850 HV (65.5 HRC) değerine yükseldi. Ancak daha yüksek ostenitleme sıcaklıkları sertliğin düşmesine yol açmaktadır: 1220°C sıcaklıktaki bir ostenitleme ancak 835 HV (65.1 HRC) sertlik oluşturmaktadır. Sertliğin yükselmesine daha yüksek karbon içerikli martensit neden olmakta, fakat düşmesine ise M_s ve M_f sıcaklıklarının düşmesi sonucu, daha fazla kalan ostenit oluşması yol açmaktadır. 1220°C sıcaklıkta ostenitleme % 11.4 kalan ostenit oluşturmakta, fakat bu oran 1150°C'da % 5.5 ve 1100°C'da ise % 30 değerine düşmektedir.

Hız çeliklerinin içyapısında karbür dizilenmesi onların genel ve belirgin bir özelliğidir. Bu amaçla dizilerin içindeki karbürlere ilişkin ölçümler de yapıldı. Diziler $\bar{d}_c = 1.4 \mu\text{m}$ değeri 1050°C ostenitlemesinden sonraki değerdir; bu değer 1220°C sıcaklıkta 1.6 μm değerine çıkmaktadır. Buna karşın aynı sıcaklık aralığında $\lambda_c = 1.7 \mu\text{m}$ değerinden 3.4 μm değerine yükselmektedir. 1050°C - 1220°C sıcaklık aralığında karbür dizileri içindeki $\Delta_{3c} = 0.80 - 1.00 \mu\text{m}$ arasında kalmaktadır.

İkinci ostenitleme sonucu oluşan küçük karbür çökeli mi anayapının çözünürlüğünün sıcaklık ile düşmesinden kaynaklanmaktadır. (84-87). Bu nedenle ilk ve ikinci ostenitleme sıcaklıkları arasındaki fark arttıkça küçük çökelti lerin miktarında da artış beklenir. Nitekim 1220°C + 1150°C işlemine karşın 1220°C + 1050°C işle mi küçük karbürl erin oranını % 1.5 değerinden % 6 değerine çıkarmaktadır.

Lee and Worzala (20) ikili ostenitlenen hız çeliklerinde tekli ostenitlenenlere oranla daha yüksek kalan ostenit olduğunu belirtmektedir. Bu araştırmanın bulguları onlarınkine göre ters yöndedir; yani ikili ostenitleme yeni karbür çökelimine yol açarak ostenitin karbon içeriğini azaltmakta ve dolayısıyla daha da yüksek M_s ve M_f 'ten ötürü daha az kalan ostenit oluşmaktadır. 1220°C'da ostenitleme AISI M2 hız çeliğinde % 11.7 kalan ostenit oluşturmakta, fakat bu oran 1220°C + 1150°C ikili ostenitleme ile % 5.5 değerine düşmektedir. İkinci ostenitleme sıcaklığı 1100°C'a indirildiğinde bu değer % 3.5 ve 1050°C da ise hemen hemen 0 olmaktadır.

İkinci ostenitlemenin yeni ve küçük karbür çökelimine yol açtığını gösterir başka araştırmalar da olmuştur (106, 107). Ancak Handa ve Stepnow (106) x-ışınları yöntemleriyle çalışarak AISI T1 çeliğinde ostenitin karbon ve alaşım elementlerince yoksullaştığını ve bunun, dolaylı kanıtlarla, yeni M_6C çökeliminden doğduğunu ileri sürdü. Şimdiki araştırmada ise bunun doğrudan kanıtı elde edilmiş oldu. Buna karşın Leckie-Ewing v.d. (107) molibdenli hız çeliklerinde ikili ostenitleme sonucu 1095 - 820°C aralığında Mo_2C - MoC karbürleri çökeldiğini iddia etmektedir. Şimdiki araştırmada, gerek elektrolitik çıkarılmış karbürlerin x-ışınları kırınımı ve gerekse tarama elektron mikroskopunda noktasal çözümlenmeleri ile bu karbürlere rastlanmamıştır.

Tekli ve ikili ostenitlenmiş M2 çelikleri karşılaştırıldığında eşit sıcaklıklarda ikili ostenitlenmiş numuneler daima daha fazla karbür içermektedir. Örneğin, 1220°C + 1150°C işlemi içyapıda % 11 karbür oluştururken, 1150°C'da tek ostenitlenen % 10.2 oluşturmaktadır. Bu farklılık eğer ölçüm hatalarından kaynaklanmıyorsa sertlik ölçümlerinde de bir fark görülmemesi gerekir. Halbuki 1220°C + 1150°C ve 1220°C + 1050°C ikili işlemleri 800 HV ve 745 HV değerleri verirken 1150°C ve 1050°C sıcaklıklarda tekli ostenitlenmiş numuneler 855 HV ve 765 HV sertlikleri vermektedir. Bu sonuç tekli ostenitlenmiş çelikte daha az karbür ve bunun sonucu ostenitte de daha çok karbon bulunmasıyla açıklanabilir.

Tekli ostenitleme ile ikili ostenitlemeden içyapı farkı, ikili ostenitlemede anayapının martensit olmasında yatmaktadır. Martensit taneleri içindeki yüksek dislokasyon yoğunluğu ve martensit tane sınırları karbür çökeltimi için uygun yerlerdir. İkinci ostenitleme sırasında, aşırı doymuş durumdaki anayapıda çökeltme kolaylıkla burada başlar ve daha fazla karbür çökeltileri oluşmasına yol açar.

İçyapıyı kapsayan son gözlemler de tane sınırı çökeltilerine ilişkindir. İkinci ostenitleme sıcaklığı düştükçe, önceki ostenit tane sınırı çökeltileri artmakta ve tane sınırlarının daha belirgin kılmaktadır. Ancak bu etki ilk ostenitleme sıcaklığını yükseltmekle artmaktadır. Bunun açıklaması şöyle olabilir: İlk ostenitleme sıcaklığı yükseldikçe çözünme artmakta ve ikinci

ostenitleme sıcaklığında aşırı doymuşluk kertesı yükselmekte ve daha çok karbür çökmesi yaratmaktadır. Nitekim ikili ostenitlenmiş M2 çeliği numunelerinde tane sınırlarını iki yanlarında karbürsüz bölgeler gözlemlenmektedir. Bu da tane sınırı çökelimlerinin ne denli atom yayınmasına dayandığını göstermektedir. Sonuç olarak, ikinci ostenitleme sıcaklığı düştükçe aşırı doymuşluk artacağından daha fazla karbür çökelecektir. Ancak genel karbür çökeliminin artışı tane sınırı karbür oranını düşürebilir.

4.2. KIRILMA TOKLUGU DEGERLENDIRMELERİ:

Bir gerecin kırılma tokluğu çentik etkine bağılı olarak bir çatlak ucunda oluşan gerilim durumuna dayanır. Eger çatlak ucun plastik deformasyon oluşabiliyorsa, kırma için daha yüksek enerji gerekeceğinden K_{IC} yüksek olur; deformasyon az ya da yok ise K_{IC} düşük olur. Bu nedenle sertlik yükseldikçe K_{IC} değerinin düşmesi beklenir. Yüksek hız çeliklerinde genellikle böyle bir ilişki vardır. Ancak bazı durumlarda, eşdeğer sertlikte düşük ostenitleme sıcaklıkları daha yüksek K_{IC} değeri vermektedir. Bu olgu da içyapının bilinmesi gereğini tüm açıklığıyla sergilemektedir. Örneğin, martensitin karbon içeriği arttıkça, biçimi iğne martensitten yaprak martensite geçmektedir. Halbuki yaprak martensitin tokluğunun daha düşük olduğu bilinmektedir (108). Bu nedenle M2 hız çeliğinde de martensitin karbon içerdiğinin ve dolayısıyla biçiminin kırılma tokluğunu etkilemesi beklenir.

Gerek \bar{d}_c ve gerekse Δ_{3C} ölçümleri çözünmemiş karbürlerin ostenitleme sıcaklığı arttıkça birleşip kabalastığını kanıtlamaktadır. 1150°C'da $\bar{d}_c = 1.40 \mu\text{m}$ ve $\Delta_{3C} = 0.8 \mu\text{m}$ iken 1220°C da $\bar{d}_c = 1.60 \mu\text{m}$ ve $\Delta_{3C} = 1.04 \mu\text{m}$ çıkmaktadır. Halbuki 1150°C altındaki sıcaklıklarda pek fark gözlenmemektedir. Dolayısıyla 1150°C üzerindeki ostenitlemeler çözünmemiş karbürlerin birleşmesi ve kabalasmaına yolaçmaktadır. Bu bakımdan bu oluşum K_{IC} değerini düşürmektedir.

McClintok ve Irwin (109), bir çatlağın ucundaki plastik bölge için şu eşitliği vermektedir.

$$r_y = \frac{K_{IC}^2}{5.6 \cdot \pi \cdot \sigma_{ys}^2}$$

Horton ve Child (92) bu eşitliği kullanarak M2 hız çeliği için r_y 'yi ve karbürlerarası $\Delta \bar{c}$ uzaklığını

$$\Delta \bar{c} = \frac{d}{2} \left(\frac{\pi}{f} \right)^{\frac{1}{2}}$$

olarak hesapladılar. Onlara göre 780 - 800 HV sertlik aralığında $\Delta \bar{c}$, r_y 'den daha küçüktür. Bu bakımdan, daha düşük sertlik düzeylerinde plastik bölge daima karbürler içerecektir ve bu nedenle de K_{IC} değerini etkilemesi beklenir.

Diğer taraftan, Rice ve Johnson (110)'a göre plastik deformasyon bölgesinin büyüklüğü çatlatmış karbürleri ayıran bölümlerin genişliğine yaklaştıkça kırılma olabilir. Bu durumda

$$K_{IC} = (2E \cdot \Delta \cdot \sigma_{ys})^{\frac{1}{2}}$$

Burada Δ = en yakın komşular arasındaki uzaklıktır. Şiddetli ya da yoğun gerinim bölgesi

$$r_y = \frac{K_{IC}^2}{\sigma_{ys} \cdot E}$$

olarak belirir. Bu eşitliği kullanarak Olsson ve Fischmeister (9) M2 hız çelikleri için hem Rice ve Johnson yaklaşımını kullanarak yoğun gerinim bölgesini ve hem de McClintok yaklaşımı kullanılarak plastik bölgeyi hesapladılar. Buna göre, Olsson ve Fischmeister şu sonucu çıkardılar. Yoğun gerinim bölgesi o kadar küçük ki çatlak ilerlemesi yalnızca komşu karbürler arasındaki uzaklıktan etkilenir.

Halhn ve Rosenfield (111), Rice ve Johnson yaklaşımını kullanarak

$$K_{IC} = [2 \cdot \sigma_{ys} \cdot E \cdot \left(\frac{\pi}{6}\right)^{1/3} \cdot d]^{1/2} \cdot f^{-1/6}$$

eşitliğini çıkardı. Buna göre yüksek ostenitleme sıcaklıklarında karbürlerin birleşmesi ve kabalaşması daha iyi tartışılabilir. d artar ve f azalır. Böylece, karbür birleşmesi ve kabalaşmasının K_{IC} değerini düşürmeyip artırması gerekir.

Bazı araştırmacılar (92,112) gerçekten daha fazla birikim (=segregasyon) gösteren M2 çeliklerin daha yüksek kırılma tokluğu gösterdiğini gözlemlediler. Bu göstermektedir ki karbürlerarası uzaklık kırılma tokluğunu çok daha fazla etkilemektedir.

İkili ostenitlenmiş M2 hız çeliğinin K_{IC} değerleri tek ostenitlenmişlere göre daima daha düşüktür.

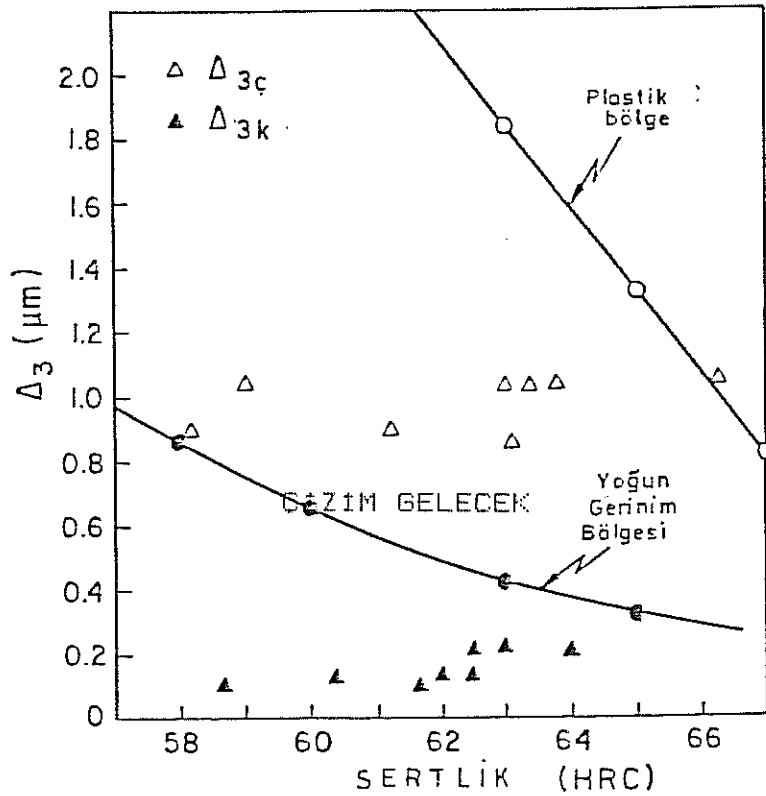
Bu bakımdan, bu araştırmada seçilen 1220°C ilk ostenitleme sıcaklığı ikili ostenitlenmiş M2 hız çeliğinin daha dūřuk K_{IC} gōstermesinde pek etkili değildir.

Takım eliklerinde tane būyūklūęūn kırılma tokluęuna etkisini arařtıranlardan Kim (10) tane irileřmesinin M2 hız çelięinde kırılma tokluęunu artırdıęını ve Pacyna (94) ise bu etkinin ancak çatlak ucundaki plastik bōlgenin tane būyūklūęūne yaklařtıęında gōrūleceęini belirtmektedir. Őimdiki arařtırmada tane būyūklūęū yaklařık 10 μm olduęundan ostenit tane sınırlarında çökelen karbūrlerin K_{IC} deęerini etkilemesi pek beklenmez. Ayrıca karbūrlerin tane sınırlarında ökelenlerinin hacim oranı da çok azdır. En son olarak ta kırılmanın tane içi kırılma özellięi gōsterdięi de unutulmamalıdır.

Bu arařtırmanın en önemli bulgularından biri küçük karbūr (~ 0.1 μm) ökelimidir. Halbuki çökeltilerin kırılma tokluęuna etkisini inceleyen tüm arařtırmalarda ortalama parçacık būyūklūęū 0.5 - 3.0 μm aralıęındadır. Ayrıca, ikili ostenitlenmiř M2 elięinde küçük çökeltiler arası uzaklık ta özūnmemiř karbūrlere oranla çok daha küçūktür (~ 0.15 μm). Bu bakımdan küçük karbūrlerin K_{IC} deęerini etkiledięi dūřūnılmektedir. İkili ostenitlenmiř M2 hız çelięinde ikinci ostenitleme sıcaklıęı 1150°C iken küçük çökelti oranı % 1.5 ve K_{IC} ≈ 0; fakat 1050°C iken oran % 6 ve K_{IC} ≈ 4 MPa.m^{1/2} dir.

Tekli (1120°C) ve ikili (1120°C + 1100°C) ostenitlenmiş M2 hız çeligi numuneleri karşılaştırıldığında tekli ostenitlenen daha sert olmasına karşın daha yüksek K_{IC} göstermektedir. Böylece çözünmemiş karbürlerden daha çok, kırılma tokluğunu küçük karbürlerin etkilediği anlaşılmaktadır.

Olsson ve Fischmeister (19) çalışmasından esinlenerek şimdiki araştırmanın çözünmemiş karbür ve yeni küçük çökeltilerin ölçümlerini içerecek biçimde aşağıdaki çizim tartışılabilir:

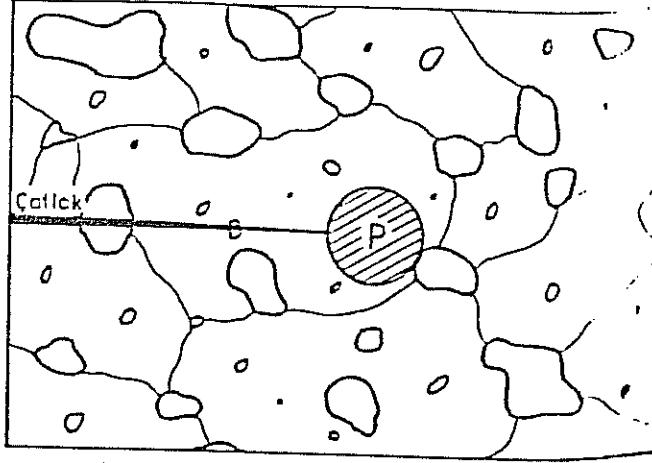


Cözünmemiş karbürler için Δ_{3C} , r_y değerinden küçük fakat r_{is} değerinden her sertlik değerinde, büyüktür. Küçük karbürler gözönüne alındığında ise hem plastik bölge ve hem de yoğun gerinim bölgesi her sertlik düzeyinde karbürleri içerecektir.

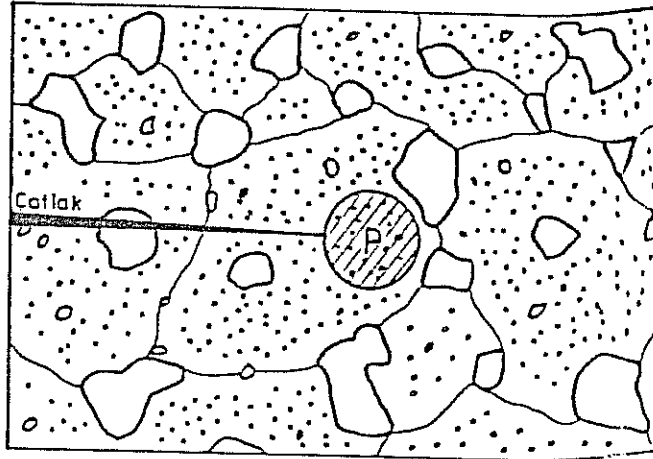
Bu araştırmada çatlak ilerlemesinde iri karbürlerin yarıldığı, küçük karbürlerin ($\approx 1.5 \mu m$) arayüzlerden ayrıldığı gözlemlendi. Küçük karbürler arayüzey ayrılmasına uğradıklarında, çatlak ucunda ve iri karbürler arasında plastik deformasyon kısıtlanmış olur ve bunun sonucu da K_{IC} daha düşük olur. Bu nedenle ikili ostenitlenmiş göre daha düşük K_{IC} vermektedir.

Görüldüğü gibi kırılma tokluğu çökelti arası uzaklık ile plastik bölge büyüklüğü arasındaki ilişkiden etkilenmektedir. Norton ve Child (92), sertliğin 780 - 800 HV düzeyi üzerinde plastik bölgenin karbürler arası uzaklıktan küçük olduğunu buldu. Wright v.d. [113] ise T42 hız çelikleri için yüksek sertlik düzeylerinde hesaplayıp $r_y = 0.2 - 2.0 \mu m$ arasında buldu. Bu değer de küçük karbürlerin boyutlarına göre çok büyüktür. Bu nedenle yüksek hız çeliklerinde K_{IC} 'nin büyük oranda anayapıdan etkilendiğini varsaymak yanlış olmaz. Bazı araştırmacıların bulguları (19,91,92,112) bu varsayımı desteklemektedir.

Kırılma tokluğunu etkilemek açısından şimdiki araştırmada varılan sonuç şudur: ikili ostenitlemenin yarattığı küçük karbürlerin büyüklüğü ve karbürler arası uzaklığı o düzeydeki çatlak ucundaki plastik bölgede daima karbürler bulunacağını göstermektedir. Halbuki tekli ostenitlenenlerde plastik bölge karbür içermeyebilir. Bu durum çizimsel olarak aşağıda gösterilmiştir.



(a) TEKLİ OSTENİTLEME



(b) İKİLİ OSTENİTLEME

Böylece, tekli ostenitlenmiş M2 hız çeliğinin niçin ikili ostenitlenmiş durumdakinden daha yüksek KİC gösterdiği de anlaşılmış olmaktadır.

Hız çeliklerinin çentik tokluğu üzerine yapılan araştırmalar (112 - 115) içyapıdaki karbür dizilenmesinin önemini göstermiştir. Bu araştırmada da bunun önemi görülmüştür. Ancak ikili ostenitlenmiş hız çeliklerinin çarpma tokluğunda görülen artış (84-87,99) küçük çökeltilerden olmamaktadır.

S O N U Ç L A R

İkili ostenitlemenin AISI M2 yüksek hız çeliğinin mekanik özellikleri ve içyapısına etkisi üzerine yapılan bu araştırmada varılan sonuçlar, şöyle özetlenebilir;

1. İkili ostenitleme, martensitli içyapı içinde küçük karbürlerin çökmesine yolaçmaktadır. Bu karbürlerin büyüklükleri $0.1 \pm 0.05 \mu\text{m}$ civarında bulunmakta ve ikinci ostenitleme sıcaklığına bağımlı olarak toplam hacimleri % 1 ile % 6 arasında değişmektedir. İkinci ostenitleme sıcaklığı düştükçe bu karbürlerin hacim oranı artmaktadır.
2. Bu karbür çökeliminin nedeni anayapıdaki karbon çözünürlüğünün sıcaklık ile düşmesinde yatmaktadır. İkinci ostenitleme sıcaklığı ilkinden daha düşük olduğundan, bu çökelim sonucu anayapı karbon ve alaşım elementlerince yoksullaşmış durumdadır.
3. Eşdeğer sertlik düzeylerinde, ikili ostenitleme, 1220°C sıcaklıkta tek ostenitlemeye göre benzer ya da daha düşük K_{IC} değerleri vermektedir. Daha düşük sıcaklıklarda tek ostenitlenmiş durumda karşılaştırıldığında ise K_{IC} değerleri farkı artmaktadır. Ostenitleme sıcaklığı düştükçe K_{IC} farkı da artmaktadır.

4. İkili ostenitlenmiş M2 hız çeliğinin daha düşük K_{IC} değerleri, anayapıda çökelen küçük çökeltilerden kaynaklanmaktadır. Çatlak başlatıcı işlevlerinden ötürü bu karbürler anayapının plastik deformasyon kapasitesini azaltmakta ve kırılma tokluğunu da düşürmektedir.
5. Hız çeliklerin içyapılarındaki tüm karbürler onların tokluğunu etkiler. K_{IC} değerini belirleyici etkileri, ancak çatlak önündeki gerinimli bölge karbürlerin parçalararası uzaklığıyla eşdeğere yaklaşıncaya artmaktadır. Bu nedenle, K_{IC} değerini belirleyici etmen olarak karbürlerin büyüklüğü değil, onların dağılımı ve parçacıklararası uzaklık öne çıkmaktadır. Belirli bir karbür hacminde, karbür büyüklüğünde azalma ya da diğer bir deyişle parçacıklararası uzaklığın azalması K_{IC} değerini düşürecektir.
6. AISI M2 yüksek hız çeliğinin K_{IC} değeri bakımından, eşdeğer menevişli sertlik düzeylerinde 1220°C sıcaklıkta tek ostenitleme ikili ostenitlemeden daha iyi sonuç vermektedir.

İKİLİ OSTENİTLEME İŞLEMİNİN,
AISI M2 YÜKSEK HIZ ÇELİĞİNİN İÇYAPISI
VE KIRILMA TOKLUĞU ÜZERİNDEKİ ETKİSİ

Ö Z E T

Bu çalışmada, ikili ostenitleme işlemi ve bu işlemin AISI M2 yüksek hız çeliğinin içyapısı ve kırılma tokluğu üzerindeki etkisi incelendi. Eldeki verilerden yararlanılarak, yüksek hız çeliklerinde içyapı-kırılma tokluğu ilişkilerine de bir açıklık getirilmeye çalışıldı. Optik mikroskop ve tarama elektron mikroskobu ile gerçekleştirilen metalografik incelemeler, nicel metalografik ölçümler, elektrolitik karbür çıkarma sonuçları ve x-ışınları difraktometresinde kalan ostenit belirlenmesiyle desteklendi. Düzlemsel gerinimli kırılma tokluk deneyi ASTM E399-83 standardına uygun olarak gerçekleştirildi. Statik yükleme öncesi, kompakt gerinim numunelerine ön-çatlak, darbe yöntemi ile açıldı.

İkili ostenitleme işlemi: 1220°C'da ostenitlenmiş ve havada suverilmiş numunelerin ikinci bir kez 1150°C-1050°C sıcaklık aralığında ostenitlenmesi ile gerçekleştirildi. Karşılaştırma amacı ile bir grup numuneye de 1220°C - 1050°C sıcaklıkları arasında tek ostenitleme işlemi uygulandı. Menevişleme sıcaklıkları ise 500° - 600°C arasında değişmekte idi. Kırılma tokluk deneyleri hem suverilmiş, hem de suverilip menevişlenmiş numunelere uygulandı.

ikili ostenitleme işlemi, martensitli anayapıda eşaralıklı dağılmış çok ufak karbürlerin çökmesine neden olmaktadır. Bu çökeltilerin boyutların $0.1 \pm 0.005 \mu\text{m}$ civarında olup, hacim yüzdeleri ikinci ostenitleme sıcaklığının 1150°C 'dan 1050°C 'a düşmesi ile birlikte % 1'den % 6'ya kadar artabilmektedir. Ufak karbürlerin çökmesinin nedeni, ikinci ostenitleme sıcaklığının ilk ostenitleme sıcaklığından düşük tutulması ve anayapının çözünürlüğünün düşmesidir.

Benzer sertlikteki tek ostenitlenmiş numunelerle karşılaştırıldığında, ikili ostenitlenmiş numunelerin kırılma tokluğunun daha düşük olduğu görülmektedir. Düşük kırılma tokluk değerlerinin nedeni, ikili ostenitlenmiş numunelerin anayapının yeterince deforme olabilmesini engellemekte ve düşük tokluk değerlerinin elde edilmesine neden olmaktadır.

Sonuç olarak, yüksek hız çeliklerinin yapısındaki gerek ufak boyutlu, gerekse iri karbürlerin kırılma tokluk değerlerini olumsuz yönde etkilediği söylenebilir. Bu aşamada kritik değer, karbürlerin boyları değil, karbürlerarası uzaklıktır.

Kırılma tokluğu açısından, 1220°C 'dan daha düşük bir sıcaklıkta tek ostenitlenmiş ve menevişlenmiş numuneler, aynı sertliğe sahip ikili ostenitlenmiş ve menevişlenmiş numunelere oranla daha yüksek tokluk değerleri içermektedir.

Anahtar Sözcükler: Yüksek Hız Çeligi, Metalografi,
ikili Ostenitleme, Alaşım Karbürü,
Alan-Gerinimli Kırılma Tokluğu

THE EFFECT OF DOUBLE AUSTENITIZATION
ON MICROSTRUCTURE AND FRACTURE TOUGHNESS
OF AISI M2 HIGH SPEED STEEL

ABSTRACT

In this study, the effect of double austenitization on microstructure and fracture of AISI M2 high speed steel was investigated. The relation between the microstructure and fracture toughness in high speed tool steels are also discussed, referring to the experimental data.

Metallographic studies using optical and scanning electron microscopes were supported with fractography, quantitative metallographic measurements, electrolytic carbide extraction results and retained austenite content calculations from x-ray diffractometer. Plane strain fracture toughness tests are carried out according to ASTM E399-83. Compact tension specimens were impact precracked prior to static loading.

For double austenitization treatment the specimens, which are hardened initially at 1220°C and quenched in air, were hardened for a second time in the temperature range 1150° - 1050°C. For comparison purposes, another set of specimens are austenitized singly in the temperature range 1220°C - 1050°C. Tempering process was carried out between 500° - 640°C. The tests are applied to both the as-quenched and the quenched and tempered specimens.

It is shown that double austenitization causes a very fine carbide precipitation throughout the martensitic matrix. The size of these precipitates are in the order of $0.1 \pm 0.05 \mu\text{m}$. Their volume fraction increases from 1% to 6%, as the second austenitization temperature decreases from 1150° to 1050°C . The reason for this precipitation is due to a decrease in the solubility limit of the matrix, as the second austenitization temperature is kept lower than the initial one.

It is found that a double austenitization treatment causes a decrease in fracture toughness, when compared with single austenitized ones at equal hardness levels. The reason for the lower K_{IC} values of double austenitized specimens are attributed to the fine carbide precipitates in the matrix. It is suggested that these fine precipitates limits the plastic deformation capability of the matrix and yields lower fracture toughness values.

It is concluded that either large or small, carbides are detrimental to fracture toughness of M2 high speed steel. The critical parameter is not their size, but the interparticle spacing between them.

From the fracture toughness point of view, a single austenitization treatment a lower temperature than 1220°C gives higher fracture toughness with respect to a double austenitization treatment, at similar tempered hardness values.

Keywords: High Speed Tool Steel, Metallography, Double Austenitization Alloy Carbide, Plane Strain Fracture Toughness.

KAYNAKÇA

1. Griffith, A.A., 1920. "The Phenomena of Rupture and Flow in Solids", *Phil. Transac. Royal Society (London)*, Series A, Vol.221, pp.163-198.
2. Orowan, E., 1945. *Transactions Inst. Engrs. Shipbuild.*, Scotland, p.165.
3. Irwin, G.R., 1948. "Fracture Dynamics", *Fracturing of Metals*, Am. Soc. Metals, Cleveland, pp.147-166.
4. Irwin, G.R., 1954. "Analysis of Stresses and Strains Near the End of a Crack", *J. of Applied Mechanics*, Vol.24, p.361.
5. "Fracture Toughness Testing and Its Applications", 1965. ASTM, STP 381.
6. "Review of Developments in Plane Strain Fracture Toughness", 1970, ASTM, STP 463.
7. *Annual Book of ASTM standards*, 1968. E 399-83, Vol.03.01, pp.480-504.
8. Johnson, A.R., 1977. "Fracture Toughness of AISI M2 and AISI M7 High Speed Steel", *Metall. Transac.*, Vol. 8A, pp.891-897.
9. Rescalvo, J.A., and Averbach, B.L., 1979. "Fracture and Fatigue in M-50 and 18-4-1 High Speed Steel", *Metall. Transac.*, Vol.10A, pp.1265-1271.
10. Kim, C., Johnson, A.R., and Hosford, W.F.Jr., 1980. "Fracture Toughness of AISI M2 High Speed Steel and Corresponding Matrix Tool Steel" in *Proc. of Symp., Processing and Properties of High Speed Tool Steel*, Las Vegas, X, 26-28 feb. pp.32-74.
11. Eriksson, K., 1973. "Fracture Toughness of Hard High Speed Steels, Tool Steels and White Cast Irons", *Scand. J. of Metallurgy*, Vol.2, pp.197-203.
12. Horton, S.A., and Child, H.C., 1982. "Precracking High Speed Steel for Fracture Toughness Testing", *Int. J. of Fatigue*, Vol.4, No.2, pp.107-109.
13. Eriksson, K., 1975. "A Rapid Method for Precracking of Brittle Materials", *Scand. J. of Metallurgy*, Vol.4, pp.182-184.
14. Harris, D.O. and Dunegan, H.L., 1968. "Fracture Toughness of Beryllium", *J. of Materials*, IMLSA, Vol.3, pp.59-72.
15. Harris, D.O., 1972. "Stress Intensity Factors for Transversely Loaded Elastic Plates and Their Application to Predictions of Crack Arrest", *Eng. Frac. Mech.*, Vol.4, pp.277-294.

31. Hahn, G.T., Averbach, B.L., Owen, W.S., and Cohen, M., sept. 1959. "Micromechanisms of Brittle Fracture in Low Carbon Steel", *Welding J.*, Vol.38, No.9, pp.367-376.
32. McMahon, C.J. and Cohen, M., 1965. "Initiation of Cleavage in Polycrystalline Iron", *Acta Met.*, Vol.13, No.6, pp.591-604.
33. Zener, C., 1946, *Fracturing of Metals*, ASM, Cleveland, OH, p.3.
34. Patch, N.J., 1953. "Cleavage Strength of Polycrystals", *J. Iron and Steel Inst.*, Vol.174, pp.25-28.
35. Low, J.R., 1956. *Deformation and Flow of Solids*, Springer Verlag, Berlin.
36. Smith, E., 1966. in *Proc. Conf., Physical Basis of Yield and Fracture*, Inst. of Phys. and Physical Society, Oxford, p.36.
37. Hahn, G.T., 1984. "The Influence of Microstructure on Brittle Fracture Toughness", *Metall. Transac.*, Vol.15A, pp.947-959.
38. Ritchie, R.O., Knott, J.F. and Rice, J.R., 1973. "Relationship Between Critical Tensile Stress and Fracture Toughness in Mild Steel". *J. of Mech. Phys. Solids.*, Vol.21, pp.395-410.
39. Rawal, S.P., and Gurland, J., 1977. "Observations on the Effect of Cementite Particles on the Fracture Toughness of Spheroidized Carbon Steels", *Metall. Transac.*, Vol.8A, pp.691-698.
40. Ritchie, R.O., Francis, B. and Server, W.L., 1976. "Evaluation of Toughness in AISI 4340 Alloy Steel Austenitized at Low and High Temperatures", *Metall. Transac.*, Vol.7A, pp.831-838.
41. Lai, G.Y., Wood, W.E., Clark, R.A., Zackay, V.F. and Parker, E.R., 1974. "Effect of Austenitizing Temperature on Microstructure and Mechanical Properties of As-Quenched 4340 Steel", *Metall. Transac.*, Vol.5A, pp.1663-1670.
42. Wood, W.E., Parker, E.R. and Zackay, V.F., may 1973. Report No. LBL-1474, Lawrence Berkeley Laboratory, University of California, Berkeley, California.
43. Plateau, J., Henry, G. and Crussard, C., 1957. "Quelques Nouvelles Applications de la Microfractographie", *Revue Metall.*, Vol.54, pp.200.
44. Puttick, K.E., 1959. "Ductile Fracture in Solids", *Phil. Mag.*, Vol.4, pp.964-969.
45. Rogers, H.G., 1960, "The Tensile Fracture of Ductile Metals", *Transac. of Metall. Soc. of AIME*, Vol.218, pp.498-506.
46. Crussard, C., 1959. *Fracture*, ed. B.L. Averbach et.al. pp.524, J. Wiley, New York.
47. Chen, C.W., 1961. "Void Formation in a Ductile Fracture of a Cobalt-Iron Alloy", *Acta Met.*, Vol.9, pp.68-71.

48. Beevers, C.J., and Honeycombe, R.W.K., 1962. "Initiation of Ductile Fracture in Pure Metals", *Phil. Mag.*, Vol.7, pp.763.
49. Beachem, C.D., 1960. "An Electron Fractographic Study of the Influence of Plastic Strain Conditions upon Ductile Rupture Processes in Metals", *Transac. of Metall. Soc. of AIME*, Vol.218, pp.498.
50. Gurland, J. and Plateau, J., 1963. "The Mechanism of Ductile Rupture of Metals Containing Inclusions", *Transac. of ASM*, Vol.56, pp.442-454.
51. Palmer, I.G., Smith, G.C., and Warda, R.D., 1967. "Some Aspects of Ductile Fracture in Metals", *Conf. on Physical Basis of Yielding and Fracture*, Inst. of Phys. and Physical Society, London, p.53.
52. Ruedl, E. 1969. Void Formation at the Interface Between and Matrix in Deformed Al-Al₂O₃ Foils", *J. Materials Science*, Vol.4, pp.814-815.
53. Brown, L.M., and Embury, J.D., 1973. *Proc. Int. Conf. on Strength of Metals and Alloys*, Inst. of Metals, London, III., pp.164.
54. Broek, D., 1973. "The Role of Inclusions in Ductile Fracture and Fracture Toughness", *Eng. Frac. Mech.*, Vol.5, pp.55-66.
55. McClintock, F.A., 1968. "Criterion for Ductile Fracture by Growth of Holes", *J. Applied Mechanics, Transac. ASME Series E*, Vol.35, pp.363-371.
56. Mackenzie, A.C., Hancock, J.W. and Brown, D.K., 1977. "Influence of State of Stress on Ductile Failure Initiation in High Strength Steels", *Eng. Frac. Mech.*, Vol.9, pp.167-188.
57. Ritchie, R.O., Server, W.L. and Wullaert, R.A., 1979. "Critical Fracture Stress and Fracture Strain Models for the Prediction of Lower and Upper Shelf Toughness in Nuclear Pressure Vessels", *Metall. Transac.*, Vol.10A, pp.1557-1570.
58. Bates, R.C., 1962. in "Metallurgical Treatises", ed. J.K. Tien and J.F. Elliot, *Transac. of AIME*, Warrendale PA, pp.551-570.
59. Spitzig, W.A., 1968. "A Fractographic Feature of Plane Strain Fracture in 0.45 C-Ni-Cr-Mo Steel", *Transac. ASM*, Vol.61, pp.344-348.
60. Birkle, A.J., Wei, R.P., and Pellisier, G.E., 1966. "Analysis of Plane Strain Fracture in a Series of 0.45 C-Ni-Cr-Mo Steels with Different Sulfur Contents", *Transac. ASM*, Vol.59, p.981.
61. Low, J.R., Van Stone, R.H., and Merchant, R.H., 1972. NASA TR No.2, NASA Grant NGR 39-087-003.
62. Goods, S.H., and Brown, L.M., 1979. "The Nucleation of Cavities by Plastic Deformation", *Acta Met.*, Vol.27, pp.1-15.
63. Lindley, T.C., Oates, T., and Richards, C.E., 1970. "A Critical Appraisal of Carbide Cracking Mechanisms in Ferrite Carbide Aggregates", *Acta Met.*, Vol.8, p.1127.

64. Kelly, A., 1964. "Strengthening of Metals by Dispersed Particles", *Proc. R. Soc.* , Vol.282A, pp.63-79.
65. Pacyna, J., 1988. "The Effect of Carbides on Fracture Toughness of Ferritic Matrix", *Steel Research* , Vol.59, No.2, pp.68-74.
66. Schwalbe, K.H., 1977. "On the Influence of Microstructure on Crack Propagation Mechanisms and Fracture Toughness of Metallic Materials", *Eng. Frac. Mech.* , Vol.9, pp.795-832.
67. Kayser, F. and Cohen, M., 1959. "Carbides in High Speed Steels-Their Nature and Quantity" *Metal Progress* , pp.79-85.
68. Blickwede, D.J., Cohen, M. and Roberts, G.A., 1950. "Effect of Vanadium in High Speed Steels", *Transac. of ASM* , Vol.42, pp.1111-1196.
69. Brandis, H. and Haberling, E., special issue Dec. 1983. "Metallurgical Aspects of Carbides in High Speed Steels". *Thyssen Edelstahl Technische Berichte* , pp.5-12.
70. Horn, E., and Brandis, H., 1971. *DEW-Technische Berichte* , Vol.11, pp.147-154.
71. Roberts, G.A. and Cary, R.A., 1980. *Tool Steels* , ASM Metals Park Ohio 4th Edition.
72. Payson, P., 1982. *The Metallurgy of Tool Steels* , John Wiley and Sons Inc., London.
73. Pacyna, J., Paluszkiewicz, T. and Gorczyca, S., 1988. "Effect of Molybdenum on the Kinetics of Phase Transformation of Undercooled Austenite in High Speed Steels Under Continuous Cooling", *Steel Research* , Vol.59, No.1, pp.34-42.
74. Malkiewicz, T., 1965. "The Modern View on the Heat Treatment of Tool Steels", *Hutnik* , Vol.32, pp.347.
75. Grobe, A.H. and Roberts, G.A., 1953. "Effect of Carbon Content on 18-4-1 High Speed Steel", *Transac. of ASM*, Vol.45, pp.475-497.
76. Kuo, K., 1953. "Carbide Precipitation, Secondary Hardening and Red Hardness of High Speed Steels", *J. of Iron and Steel Inst.* , Vol.174, pp.223.
77. Michel, A.H., and Papier, J., 1954. "Contribution to the Study of Transformations Produced During Tempering of High Speed Steel", *Revue Metall.* , Vol.51, No.6, p.425.
78. Johnson, A.R., 1956. *Carbide Precipitation Sequences on Tempering High Speed Steel* , M.S. Thesis, MIT.
79. Cohen, M. and Koh, P.K., 1939. "Tempering High Speed Steels", *Transac. of ASM* . Vol.27, p.1015.

80. Pacyna, J., 1984. "The Effect of Molybdenum on the Transformations in the Quenched Matrix of High Speed Steel During Tempering". *Arch. für das Eisenhütt.*, Vol.55, No.7, pp.325-330.
81. Kula, A. and Cohen, M., 1954. "Grain Growth in High Speed Steels". *Transac. of ASM*, Vol.46, pp.727-752.
82. Grobe, A.H., Roberts, G.A. and Chambers, D.C., 1954. "Discontinuous Grain Growth in High Speed Steels". *Transac. of ASM*. Vol.46, pp.759-798.
83. Valencia, A., 1980. "Effect of Carbides on the Fracture Toughness of H-13 Die Steel", *Fall Meeting of Met. Soc. of AIME*.
84. Ençol, S., 1983. *Double Austenitization of AISI T1 High Speed Steel*. M.Sc. Thesis, METU, Ankara.
85. Soylu, B., 1984. *The Metallography of Double Austenitization of AISI M2 High Speed Steel*, M.Sc. Thesis, METU, Ankara.
86. Ögel, B., 1984. *Metallographic Studies of Double and Triple Austenitized AISI T1 High Speed Steel*, M.Sc. Thesis, METU, Ankara.
87. Güngen, A., 1985. *The Metallography of Tempering of Double Austenitized AISI M2 High Speed Steel*. M.Sc. Thesis, METU, Ankara.
88. Grobe, A.H. and Roberts, G.A., 1948. "The Bend Test for Hardened High Speed Steel", *Transac. of ASM*, Vol.40, pp.435-471.
89. Weigand, H.H., 1970, *Iron Steel Inst., London*, Publ. 126, pp.176.
90. Berry, G. and Kadhim Al-Tornachi, M.J., 1977. "Toughness and Toughness Behaviour of Two High Speed Steels", *Metals Technology*, Vol.4, pp. 289-295.
91. Lou, B. and Averbach, B.L., 1983. "Fracture Toughness and Fatigue Behaviour of Matrix II and M2 High Speed Steel". *Metall. Transac.*, Vol.14A, pp.1889-1898.
92. Horton, S.A. and Child, H.C., 1983. "Relationship Between Structure and Fracture Behaviour in 6 W-5 Mo-2 V Type High Speed Steel", *Metals Technology*, Vol.10, pp.245-256.
93. Mazur, A. and Pacyna, J., 1977. *Hutník*, Katowice, Vol.44, No.10, pp.468-473.
94. Pacyna, J. and Mazur, A., 1986. "Relationship Between Grain Size and Fracture Toughness of Tool Steels", *Steel Research*, Vol.57, No.11, pp.577-585.
95. Pacyna, J. and Mazur, A., 1982. "Einfluss des Molybdanes auf die Zähigkeit von Schnellarbeit Stählen", *Arch. für das Eisenhütt.*, Vol.53, No.4, pp.151-156.
96. Shelton, P.W. and Wronski, A.S., 1983. "Cracking in M2 High Speed Steel", *Metal Science*, Vol.17, pp.533-539.

97. Cottrel, A.H., 1958. "Theory of Brittle Fracture in Steel". *Transac. of AIME*, Vol.212, pp.192-203.
98. Tekin, E., 1982. "Microstructural Aspects of Fracture in High Speed Tool Steels", *Microstructural Science*, Vol.10, pp.157-171.
99. Worzala, F.T. and Shong, D.S., 1987. "Thermal Processing, Microstructure and Properties of H-13 Die Steel", in *Proc. Conf. Tool Materials for Molds and Dies: Application and Performance*. St. Charles, Illinois, 30 sept-20 oct., pp.165-178, CSM Press, Golden, Colorado.
100. Pacyna, J., 1986. "Effect of Non-Metallic Inclusions on Fracture Toughness of Tool Steels", *Steel Research*, Vol.57, No.11, pp.586-592.
101. Kayser, F. and Cohen, M., 1960. "Discussion on Carbides and Nitrides", *J. Iron and Steel Inst.*, Vol.195, pp.450-457.
102. Fullman, R.L., 1953. "Measurement of Particle Sizes in Opaque Bodies". *Transac. of AIME*, Vol.197, No.447, pp.1267.
103. Durnin, J. and Ridal, K.A., 1968. "Determination of Retained Austenite in Steel by X-ray Diffraction", *J. Iron and Steel Inst.*, Vol.206, pp.60-67.
104. Blickwede, D.J. and Cohen, M., 1949. "The Isolation of Carbides From High Speed Steels", *Metall. Transac.*, Vol.185, pp.578-584.
105. Narita, K., Miyamoto, A. and Iwakiri, H., 1976. "The Isolation and Determination of Carbides in Steel". *Transac. of ISIJ. of Japan*, Vol.16, pp.168-179.
106. Landa, V.A. and Stepanov, E.M., 1967. "High Temperature X-ray Investigation of the Isothermal Transformation of Austenite in High Speed Steels", *Physical Met. and Metallography*, Vol.9, pp.676-680.
107. Leckie-Ewing, P. and Jacobsen, W.A. 1970. "The High Temperature Transformation of High Speed Steel", *Metall. Transac.*, Vol.1, pp.1427-1435.
108. Yokota, M.J. and Lai, G.Y., 1975. "Toughness of Lath vs Plate Martensite", *Metall. Transac.*, Vol.6A, pp.1832-1835.
109. Mc Clintock F.A. and Irwin, G.R., 1965. *ASTM STP 381*, pp.84-113.
110. Rice, R. and Johnson, M.A., 1970. *Inelastic Behaviour of Solids*, eds. M.F. Kanninen, W.F. Adler, A.R. Rosenfield and R.I. Jaffe, pp.641, McGraw-Hill Book Co., New York.
111. Hahn, G.T. and Rosenfield, A.R., 1975. "Metallurgical Factors Affecting Fracture Toughness of Aluminum Alloys" *Metall. Transac.*, Vol.6A, pp.653-668.

112. Hemphill, R.M. and Wert, D.E., 1987. "Thermal Processing, Microstructure and Properties of H-13 Die Steel", in *Proc. Conf. Tool Materials for Molds and Dies: Application and Performance*. St. Charles, Illinois, 30 sept.-20 oct., pp.66-89, CSM Press, Golden, Colorado.
113. Wright, C.S., Wronski, A.S. and Rebbeck, M.M., 1984. "Strength and Toughness of T42 High Speed Steel", *Metals Technology*, Vol.11, pp.181-188.
114. Karagöz, S. and Fischmeister, H., 1987. "Microstructure and Toughness in High Speed Steels: The Influence of Hot Reduction and Austenitization Temperature", *Steel Research*, Vol.58, No.8, pp.353-361.
115. Haberling, E., and Rasche, K., special issue dec. 1983. "Relation of Toughness to Microstructure in Hot Work Tool Steels" *Thyssen Edelstahl Technische Berichte*, pp.54.60.