

2197
→

YILDIZ ÜNİVERSİTESİ MÜHENDİSLİK FAKÜLTESİ

OTOMAT ÇELİKLERİNDE SÜLFÜDİK KALINTILARIN
İŞLEVSEL ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ
YERLİ - YABANCI ÖRÜNLERDE KARŞILAŞTIRMA
VE İRDELEMELER

(DOKTORA TEZİ)

MAK.YÜK.MÜH.NİŞAN SÖNMEZ

TEZİN DEKANLIĞA VERİLDİĞİ TARİH : 18.2.1983

TEZİN SAVUNULDUĞU TARİH : 15.4.1983

DOKTORAYI YÖNETEN ÖĞRETİM ÜYESİ : Prof.Dr.Necdet TÜKEL

DİĞER JÜRİ ÜYELERİ : Prof.Selahaddin ANIK
Prof.Şerafettin OYDASIK

YILDIZ ÜNİVERSİTESİ MATBAASI

1987

Çalışmamın kuramsal ve deneysel evrelerinde araştırma olanaklarını hazırlayarak sürekli desteğini esirgemeyen, bunların da ötesinde derin bilgilerinden yararlanmama cömertçe izin veren Hocam Sayın Prof.Dr.Müh. Necdet Tükel'e içten teşekkürlerimi saygıyla sunuyorum.

Nişan Sönmez

İstanbul 1987

İ Ç İ N D E K İ L E R

	Sayfa
Özet	1
Zusammenfassung	2
1. Otomat Çelikleri	3
1.1. Giriş	3
1.2. Genel Özellikler ve İstekler	4
2. Kimyasal Bileşim	6
2.1. Standartlarda Otomat Çeliği	8
2.2. Genel Olarak Otomat Çeliği Üretimi	15
3. Otomat Çeliklerinde Katışkılarının ve Alaşım elemanlarının Etkileri	16
3.1. Katışkılarının Etkisi	17
3.1.1 Kükürt Etkisi	17
3.1.2 Fosfor Etkisi	28
3.1.3 Silisyum Etkisi	34
3.1.4 Oksijen Etkisi	35
3.2. Alaşım Elemanlarının Etkileri	37
3.2.1 Mangan Etkisi	37
3.2.2 Kurşun Etkisi	40
3.2.3 Tellur Etkisi	43
3.2.4 Wismut Etkisi	46
3.2.5 Selen Etkisi	47
3.2.6 Titan Etkisi	49
3.2.7 Zirkon Etkisi	52
3.2.8 Hafniyum Etkisi	54
3.3. Otomat Çeliklerinde Katışkılarının ve Alaşım Elemanlarının Etkilerine Toplu Bakış	56
4. Çelikte Sülfid Formu	57
5. Kükürt Bağlantılı Kalıntılarda Bağlantı Şekilleri	63
6. Soğuma Hızının Sülfid Büyüklüğüne ve Sülfid Adedine Etkisi	67
7. Sülfidlerde Şekil Değiştirme Tutumunun Yükselen Sıcaklıkla Değişimi	70

8.	Yerli Üretim 9 SMn 28 Çeliğinde Sülfid Tiplerinin İrdelenmesi	79
8.1.	Tip I Sülfidleri	81
8.2.	Tip II Sülfidleri	83
8.3.	Tip III Sülfidleri	85
9.	Soğuk Çekme Sırasında Çatlamaların Önlenmesi	87
9.1.	Sülfidik Kalıntıların Homojen Olmayan Dağılımı	87
9.2.	Aşırı Küçük Sülfidik Kalıntılar	93
9.3.	Yüzeğe Yakın Gaz Kabarcıkları	97
10.	Mekanik Özellikler (TS 3051)	98
10.1.	Mekanik Mukavemet Özelliklerinin İrdelenmesi	99
10.2.	Enine Uzamanın İyileştirilmesi	103
10.2.1.	Gerilim Giderme Tavı Yolu ile	103
10.2.2.	Alaşım Yolu İle	105
10.3.	Deney Sonuçlarının İrdelenmesi	107
11.	Talaşlı İşlenebilirlik Özellikleri	109
11.1.	Talaşlı İşlenebilirlik - Yüzeğe Pürüzlülüğü İlgisinin Otomat Çeliklerinde Saptanması	115
11.1.1.	45 S 20 Çeliğinde	116
11.1.2.	9 SMn 28 Çeliğinde	117
11.1.3.	9 SMn 36 Çeliğinde	118
11.1.4.	9 SMn 28+ %0,21 Pb ve 9 SMn 28+ %0,21 Pb+ %0,05 Te	119
11.1.5.	Sonuçlar (özet)	120
12.	Genel Sonuçlar	121
13.	Geleceğe Bakış	125
14.	Yararlanılan Kaynaklar	126
15.	Özgeçmiş	131

ÖZET

Bu araştırma çalışmasında Metal Biliminde güncel sayılan bir konunun, otomat çeliklerindeki sülfidik kalıntıların işlevsel özelliklerinin incelenmesi amaçlanmıştır. . Otomat çeliklerine yüksek talaşlı işlenebilirliği sağlayan ve doku içine bilinçli olarak katılan sülfidik kalıntıların formu, büyüklüğü ve dağılımı incelenerek malzeme özelliklerine etkisi araştırılmıştır. Özellikle alaşım elemanlarının bünyeye girişiyle malzeme tutumu çok değişmiş, gerek talaşlı işlenebilirlik ve gerekse enine yönde mukavemet değerleri önemli oranda iyileşmiştir. Diğer bir anlatımla otomat çeliklerindeki sorunlardan olan esyönsüzlük azaltılmış ve soğuk haddelenebilirlik yükseltilmiştir.

Çalışmalarda, alışlagelmiş otomat çeliği alaşım elemanlarının yanısıra, henüz araştırma evresinde olan ve standartlara alınmamış olan elemanların etkileri de araştırılmıştır.

Çalışmanın daha sonraki bölümlerinde, yerli ürün ile dışalımdan sağlanan otomat çelikleri kimyasal bileşim, mekanik mukavemet değerleri, doku ve talaşlı işlenebilirlik yönünden karşılaştırılmıştır. Kimyasal bileşim ve mekanik mukavemet değerleri bakımından sonuç doyurucu olmuşsa da, dokudaki sülfidik kalıntıların tipleri ve dolayısıyla tutumları bakımından gözardı edilemeyecek farklılıklar gözlemlenmiştir. Bunların sonucu olan iç gerilmelerin ve esyönsüzlüğün giderilmesi için bir dizi ısıtma işlem deneyleri uygulanmış ve uygun tav sıcaklığı saptanmıştır. Yerli üretimden ve dışalımdan sağlanan numunelerin birbirine göre talaşlı işlenebilirlik durumlarını saptamak amacıyla, diğer kesme koşulları sabit tutularak, artan ilerleme hızına göre yüzey kabalık derinlikleri ölçülmüştür.

ZUSAMMENFASSUNG

Bei dieser Forschungsarbeit hat man die Absicht ein fast allwichtiges Thema der heutigen Metallkunde zu untersuchen gehabt, namentlich die Untersuchung der funktionellen Eigenschaften der sulfidischen Einschlüsse von Automatenstählen. Man hat die Form, die Grösse und die Verteilung der sulfidischen Einschlüsse untersucht, die willkürlich dem Stahlgefüge zugegeben sind und die den Automatenstählen die charakteristische Zerspanbarkeit geben. Durch Zutritt der Legierungselemente ins Gefüge hat sich das Werkstoffverhalten richtig versändert und vor allem die Zerspanbarkeit und die mechanischen Festigkeitswerte in Querrichtung haben sich verbessert. Mit anderen Worten hat man das Problem der Anisotropie beinahe gelöst und man erhielt eine hohe Walzbarkeit im kalten Zustand.

Man hat bei dieser Forschungsarbeit neben den gewöhnlichen Legierungselementen der Automatenstähle auch die Wirkungsweisen der Elemente untersucht, die in Automatenstählen nicht erscheinen und zur Zeit noch gerade erforscht werden.

Im folgenden Abschnitt hat man einen Vergleich zwischen den im Lande produzierten- und importierten Automatenstahlproben durchgeführt. Die Untersuchungsergebnisse der chemischen Zusammensetzung und der mechanischen Festigkeitswerte waren befriedigend, aber die Sulfidtypen und deren Verhalten so verschieden voneinander, dass man es nicht vernachlässigen konnte. Um die Eigenspannungen und die Anisotropie, die zur Folge haben, zu erniedrigen oder zu verbessern, wurde noch eine Reihe von Wärmebehandlungen durchgeführt und die optimale Glühtemperatur festgelegt. Um einen Vergleich für die Zerspanbarkeit zwischen den im Lande produzierten und den importierten Automatenstahlproben zu machen, hat man die Schnittbedingungen ausser dem Vers Schub konstant gehalten und die mit dem Vers Schub steigende Rauhtiefe der Oberfläche gemessen.

1. OTOMAT ÇELİKLERİ

1.1 GİRİŞ

Genelde çelik malzemeye üniversal kullanma alanlarını hazırlayan ve ençok kullanılan malzeme türü olmasına neden olan yüksek mekanik özellikler, sıcakta ve soğukta şekil verme olayı sırasında çoğu kez önemli sorunlar yaratırlar. Özellikle talaşlı işleme yöntemlerinin uygulanması sırasında bu durum belirgin olarak ortaya çıkar(1).

Geçtiğimiz yüzyılın başından itibaren alaşimsız karbonlu çeliklerden başlayarak, takım malzemeleri çok süratli bir gelişim içine girmişlerdir. Bunların kapasiteleri, bugün çokça kullanılan, alaşımli (yüksek alaşımli) hız çeliklerinin ve sinterlenmiş sert, seramik ve elmas uçlu takımların kullanılmasına kadar gelmiştir. Yüksek aşınma dayanımlı metalkarbürler ve metaloksitler sözü edilen takım malzemelerinin tanıtıcı özellikleridir. Bu arada otomatik talaş kaldırma tezgahlarının tekiğinde de süratli gelişmeler kaydedilmiş, daha duyarlı çalışma koşulları mümkün kılınmış, modurn kumanda ve ayar sistemleri bu tezgahların kalite düzeyini sürekli yükselten etkenler olmuştur. Uzunca bir süreden beri çelik üreticileri yukarıda sözü edilen gelişmelere en iyi biçimde cevap verebilecek malzemenin geliştirilmesi için çalışmışlardır. Bu alanda en yoğun gelişmeler II. Dünya savaşını izleyen yıllarda başlamıştır. Çünkü işlemlerin rasyonelleştirilmesi ve seri imalat konularının önemi bu yıllarda daha iyi anlaşılmiş, bu durum ise üretim tekiğinde, üretim maliyetinde ve üretim kalitesinde bir bir optimizasyonu şiddetle zorunlu kılmıştır.

1.2 GENEL ÖZELLİKLER VE İSTEKLER

Oldukça karmaşık ve çok yönlü bir kavram olan "Talaşlı işlenebilirliğe uygunluk" için bazı kriterlerin etkin biçimde ele alınması gerekir:

a)Yüksek kesme hızı,

b)Düşük takım aşınması ve buna bağlı olarak yüksek takım ömrü,düşük takım maliyeti,düşük değiştirme zamanı- ve düşük durma zamanı yüzdesi,

c)Son işlemlerin kısa ve ucuz olmasına neden olan düşük yüzey pürüzlülüğü,

d)İstenen hassasiyeti ve değiş olanağını mümkün kılmak için dar tolerans alanları,

e)Düşük kesme kuvvetleri ve düşük enerji gereksinmesi,

f)Otomat çalışmayı,kolay talaş akımını ve özellikle takımların bakım giderlerini mümkün mertebe düşüren kısa ve kırılğan talaş tipi ile talaş akımının kolaylaşması.

Son maddede belirtilen kriter ilk bakışta ikinci derecede önemli bir koşul gibi görünüyorsa da gerçekte durum tam tersidir,bu koşulun en önemli nokta olarak ele alınması gerekir.Yukarıda sayılan koşulları gerçekleyen çelik türü işte bu nedenle "otomat çelikleri" adıyla anılır.

Otomat çelikleri,özellikle Kükürt ve Fosfor ilavesi ile,talaşlı işlenebilirlikleri yükseltilmiş çeliklerdir.Bunun yanısıra aynı amaçla,otomat çelikle-

rine Kurşun, Zirkonyum, Selen, Tellur, Wismut elemanlarının da alaşımlanması mümkündür. Otomat çelikleri, çok yüksek kesme hızlarında çalışmaya müsaade ettikleri gibi, kesme takımlarının ömürlerinin uzun olmasını sağlarlar. Ayrıca, elde edilen mamul parçalarda temiz ve düzgün bir yüzey elde edilmesi de mümkün olur. Kuşkusuz iyi bir talaşlı işlenebilirlik özelliği, iş parçasının, herhengi bir müteakip işlem sırasındaki tutumundan ve kullanılma sırasındaki aranan özelliklerden tamamen bağımsız olarak düşünülemez. İmal edilen bir parçanın kalitesi pek doğaldır ki, malzemenin özelliklerine göre değerlendirilir. Bunun anlamı, bir otomat çeliğinin, yüksek talaşlı işlenebilirlik özelliği yanı sıra, yerine göre bir imalat çeliğinden, Sementasyon çeliğinden yada ıslah çeliğinden beklenen özellikleri sağlama-sı gerektiği şeklindedir. Bu nedenle otomat çeliklerinin sınıflandırılması; Yumuşak otomat çelikleri, Sementasyon otomat çelikleri ve ıslah otomat çelikleri olarak yapılabilir.

Talaş oluşumu sırasında yapılacak gözlemlerden, iyi talaş verebilir bir çelikten beklenen koşullar kolayca ortaya çıkarılabilir; çok yüksek olmayan bir çekme mukavemeti, belli düzeyde bir gevreklik, dolayısıyla görece düşük bir plastiklik. Sözü edilen iki etki büyüklüğü genellikle zıt yönlüdür. Çünkü düşük çekme mukavemetli çelikler, yüksek oranda Ferritik ana bünyeli olduklarından, çok duktıl davranırlar ve yapışmaya, bunun yanı sıra aşınmaya eğilimlidirler. O halde bünyeyi, mukavemet değerini fazla yükseltmeksizin gevrekleştirecek elemanların katılması gerekir. Bu amaçla, Ferrit içinde çözünebilen ve Ferrit'in tokluğunu düşüren alaşım elemanlarının kullanılması uygun olur. Diğer yünden, bünyede ince bir dağılım gösteren çok sayıda kalıntıların etkisi ile çeliğin doku homojensizliği bastırılır ve çok düşük şekil değiştirmelerde bile talaş kesme düzlemlerinde kırılma ayrılması sağlanır. Aynı amaca yönelik yöntemlerden bir diğeri de, soğuk sertleşme (şekil deği-

tirme sertleşmesi) ve kaba tane tavi yardımı ile Ferrit ağının büyütülmesidir. En uygun talaşlı işlenebilirlik özelliği; kimyasal bileşim, bünye ve soğuk sertleşme koşullarının birlikte etkimesi sonucu ortaya çıkar. İşte bu nedenle otomat çelikleri çoğunlukla soğuk çekilmiş durumda kullanılırlar.

Talaşlı işlenebilirliği olumlu yönde etkileyen bu özellikler, çelik malzemeden istenen diğer özelliklerle çelişirler. Dolayısıyla otomat çeliklerindeki işleme ve kullanma özelliklerinin garanti edilmesi gerçekten sorun yaratır. Bu nedenle bugün çokça kullanılan otomat çelikleri, aşırı düzeyde birbirine zıt istekleri karşılamakla yükümlü malzemeler sınıfından sayılırlar. Bu durum, üretim yöntemleri bakımından metalurjik bir karmaşaya neden olur.

2. KİMYASAL BİLEŞİM

Yukarıda sözü edilen yüksek talaşlı işlenebilirlik özelliği, ilk planda Kükürt miktarının arttırılması ile elde edilir. Çoğu otomat çeliklerinde bu miktar yaklaşık %0,15 ile %0,30 (%0,40) arasında değişir. Yüksek Mangan alaşımlı tiplerde %0,60'a kadar ulaşabilir. Kükürt ve Kurşun alaşımlı otomat çelikleri, talaşlı işlenebilirliğe en uygun çelikler olarak düşünülmüştür. Kurşun buharının insan sağlığına zararlı olması nedeni ile, bu çeliklerin üretimi sırasında oluşan gazların ortamdaki uzaklaştırılması için özel yönergelere uyulması gerekir. Kükürt ve Kurşun'un yanı sıra Zirkon, Selen, Tellur ve Wismut elementlerinin de talaşlı işlenebilirliğe olumlu yönde etkileri saptanmıştır. Parçanın düzgün ve parlak bir yüzeyle elde edilmesinde ve talaş oluşumundaki etkisi Kurşundaki gibi olan Fosfor elementinin miktarı %0,12 değerini aşmamalıdır. Thomas çeliklerinde genellikle olduğu gibi %0,01 - %0,02 arasında değişebilen yüksek Azot miktarı,

Özellikle soğuk çekilmiş haldeki talaşlı işlenebilirliği iyileştirir. Sözü edilen çelikler işte bu nedenle Siemens-Martin ocaklarında elde edilen aynı miktarda Kükürt içeren çeliklere tercih edilirler. Yumuşak otomat çeliklerinde Karbon miktarı %0,05 - %0,20 arasında bulunurken, ıslah edilebilir sert otomat çeliklerinde Karbon miktarı genellikle %0,7'yi aşmaz. Daha düşük Karbon değerlerinde talaşlı işlenebilirlik kötüleşir. Son zamanlarda Kükürt'ün artması ile, Mangan miktarı sürekli yükselmiştir. Kükürt elemanının ne denli yüksek olacağını, Mangan'ın Kükürt'e olan oranı saptar. Yaklaşık %1,4 Mn üzerinde, talaşlı işlenebilirliğin düşmesi tehlikesi doğar, ancak bu sınıra kadar sert metalden takımların kullanılması koşulu ile iyi bir talaşlı işlenebilirlik gözlemlenebilmiştir.

2.1 STANDARTLARDA OTOMAT ÇELİKLERİ

Türk Standartlarındaki ve değişik ülkelerin ulusal standartlarındaki otomat çelikleri aşağıdaki çizelgelerde verilmiştir.

Çizelge 2.1

Otomat çeliklerinin sınıflandırılması (TS 3051)
(Türk Standartları)

ÇELİK		KİMYASAL BİLEŞİM (% Ağırlık) 1)					
Kısa İşareti	Malzeme No.	C	Si	Mn	P	S	Pb ²⁾
ISI İŞLEMİ UYGULANMAYAN							
9 S 20	1,0711	- 0,13	- 0,05	0,60 1,20	- 0,100	0,180 0,250	- -
9 S Mn 28	1,0715	- 0,14	- 0,05	0,90 1,30	- 0,100	0,240 0,320	- -
9 S Mn Pb 28 ^x	1,0718	- 0,14	- 0,05	0,90 1,30	- 0,100	0,240 0,320	0,15 0,30
9 S Mn 36	1,0736	- 0,15	- 0,05	1,00 1,50	- 0,100	0,320 0,400	- -
9 S Mn Pb 36 ^x	1,0737	- 0,15	- 0,05	1,00 1,50	- 0,100	0,320 0,400	0,15 0,30
SEMENTASYON İŞLEMİ UYGULANANLAR							
10 S 20	1,0721	0,07 0,13	0,10 0,40	0,50 0,90	- 0,060	0,150 0,250	- -
10 S Pb 20 ^x	1,0722	0,07 0,13	0,10 0,40	0,50 0,90	- 0,060	0,150 0,250	0,15 0,30
ISLAH İŞLEMİ UYGULANANLAR							
35 S 20	1,0726	0,32 0,39	0,10 0,40	0,50 0,90	- 0,060	0,150 0,250	- -
45 S 20	1,0727	0,42 0,50	0,10 0,40	0,50 0,90	- 0,060	0,150 0,250	- -
60 S 20	1,0728	0,57 0,65	0,10 0,40	0,50 0,90	- 0,060	0,150 0,250	- -

- 1) Kimyasal bileşim pota analizine göre verilmiştir.
- 2) Pb analizi parça analizidir.
- 3) X işaretliler bugün için yerli üretim programında

Çizelge 2.2

Otomat çeliklerinin sınıflandırılması (DIN 1651)
(Alman Standartları)

ÇELİK		KİMYASAL BİLEŞİM (% Ağırlık) I)						Pb 2)
Kısa İşareti	Malzeme No.	C	Si	Mn	P	S		
ISI İŞLEMİ UYGULANMAYAN								
9 S 20	1,0711	0,13	0,05	0,60 1,20	0,100	0,180 0,250	-	
9 S Mn 28	1,0715	0,14	0,05	0,90 1,30	0,100	0,240 0,320	-	
9 S Mn Pb 28	1,0718	0,14	0,05	0,90 1,30	0,100	0,240 0,320	0,15 0,30	
9 S Mn 36	1,0736	0,15	0,05	1,00 1,50	0,100	0,320 0,400	-	
9 S Mn Pb 36	1,0737	0,15	0,05	1,00 1,50	0,100	0,320 0,400	0,15 0,30	
SEMENTASYON İŞLEMİ UYGULANANLAR								
10 S 20	1,0721	0,07 0,13	0,10 0,40	0,50 0,90	- 0,060	0,150 0,250	-	
10 S Pb 20	1,0722	0,07 0,13	0,10 0,40	0,50 0,90	- 0,060	0,150 0,250	0,15 0,30	
ISLAH İŞLEMİ UYGULANANLAR								
35 S 20	1,0726	0,32 0,39	0,10 0,40	0,50 0,90	- 0,060	0,150 0,250	-	
45 S 20	1,0727	0,42 0,50	0,10 0,40	0,50 0,90	- 0,060	0,150 0,250	-	
60 S 20	1,0728	0,57 0,65	0,10 0,40	0,50 0,90	- 0,060	0,150 0,250	-	

1) Kimyasal bileşim pota analizine göre verilmiştir

2) Pb analizi parça analizidir

Çizelge 2.3

Otomat çeliklerinin sınıflandırılması (SAE J 403 h)
(Amerikan Standartları)

ÇELİK		KİMYASAL BİLEŞİM (% Ağırlık)					
SAE/AISI	DIN Karşılığı	C	Si	Mn	P	S	Pb
1110	-	0,08 0,13	- 0,10	0,30 0,60	- 0,040	0,080 0,130	- -
1211	-	- 0,13	- 0,60	0,60 0,90	0,070 0,120	0,100 0,150	- -
1212	9 S 20	- 0,13	- 0,60	0,70 1,00	0,070 0,120	0,160 0,230	- -
1213	9 S Mn 28	- 0,13	- 0,60	0,70 1,00	0,070 0,120	0,240 0,330	- -
1215	-	- 0,09	- 0,60	0,75 1,05	0,040 0,090	0,260 0,350	- -
12L13	9 S Mn Pb 28	- 0,13	- 0,60	0,70 1,00	0,070 0,120	0,240 0,330	0,15 0,35
12L14	9 S Mn Pb 28	- 0,15	- 0,60	0,85 1,15	0,040 0,090	0,260 0,350	0,15 0,35
1108	-	0,08 0,13	- 0,10	0,50 0,80	- 0,040	0,080 0,130	- -
1117	-	0,14 0,20	- 0,60	1,00 1,30	- 0,040	0,080 0,130	- -
1118	-	0,14 0,20	- 0,60	1,30 1,60	- 0,040	0,080 0,130	- -
1137	-	0,32 0,39	- 0,60	1,35 1,65	- 0,040	0,080 0,130	- -
1139	-	0,35 0,43	- 0,60	1,35 1,65	- 0,040	0,130 0,200	- -
1140	35 S 20	0,37 0,44	- 0,60	0,70 1,00	- 0,040	0,080 0,130	- -
1141	-	0,37 0,45	- 0,60	1,35 1,65	- 0,040	0,080 0,130	- -
1144	-	0,40 0,48	- 0,60	1,35 1,65	- 0,040	0,240 0,330	- -
1146	45 S 20	0,42 0,49	- 0,60	0,70 1,00	- 0,040	0,080 0,130	- -
1151	-	0,48 0,55	- 0,60	0,70 1,00	- 0,040	0,080 0,130	- -

Çizelge 2.4

Otomat çeliklerinin sınıflandırılması (BS 970/1)
(İngiliz Standartları)

ÇELİK		C	Si	Mn	P	S	Pb
BS	DIN Karşılığı						
220 M 07	9 S 20	- 0,15	x	0,90 1,30	- xx 0,070	0,200 0,300	- -
230 M 07	9 S Mn 28	- 0,15	x	0,90 1,30	- xx 0,070	0,250 0,350	- -
240 M 07	9 S Mn 36	- 0,15	x	1,10 1,50	- xx 0,070	0,300 0,600	- -
216 M 28	22 S 20	0,24 0,32	- 0,25	1,10 1,50	- 0,060	0,120 0,200	- -
212 M 36	35 S 20	0,32 0,40	- 0,25	1,00 1,40	- 0,060	0,120 0,200	- -
225 M 36	-	0,32 0,40	- 0,25	1,30 1,70	- 0,060	0,120 0,200	- -
216 M 36	-	0,40 0,48	- 0,25	1,00 1,40	- 0,060	0,120 0,200	- -
212 M 44	-	0,32 0,40	- 0,25	1,00 1,40	- 0,060	0,200 0,300	- -
225 M 44	45 S 20	0,40 0,48	- 0,25	1,30 1,70	- 0,060	0,200 0,300	- -

X En fazla Si miktarı üretici ile tüketici arasında yapılacak anlaşma ile saptanabilir.

XX Daha yüksek P miktarları üretici ile tüketici arasında yapılacak anlaşma ile arttırılabilir.

Çizelge 2.5

Otomat çeliklerinin sınıflandırılması (ANFOR A 30 001)
(Fransız Standartları)

ÇELİK		KİMYASAL BİLEŞİM (% Ağırlık)					
AFNOR	DIN Karşılığı	C	Si	Mn	P	S	Pb
10 F 1	10 S 20	0,07 0,13	0,10 0,40	0,60 0,90	- 0,040	0,090 0,130	- -
10 F 2	-	0,08 0,14	0,10 0,40	0,50 0,75	- 0,060	0,120 0,240	- -
10 Pb F 2	-	0,08 0,14	0,10 0,40	0,50 0,75	- 0,060	0,120 0,240	0,15 0,30
20 F 2	-	0,15 0,22	0,10 0,40	0,50 0,80	- 0,060	0,120 0,240	- -
12 MF 4	-	0,09 0,15	0,10 0,40	0,90 1,20	- 0,060	0,120 0,240	- -
13 MF 4	-	0,10 0,16	0,10 0,40	0,80 1,10	- 0,040	0,090 0,130	- -
35 MF 4	35 S 20	0,32 0,38	0,10 0,40	1,00 1,30	- 0,060	0,120 0,240	- -
45 MF 4	45 S 20	0,42 0,49	0,10 0,40	0,80 1,10	- 0,040	0,090 0,130	- -
18 MF 5	-	0,16 0,22	0,10 0,40	1,10 1,50	- 0,040	0,180 0,250	- -
35 MF 6	-	0,33 0,39	0,10 0,40	1,30 1,70	- 0,040	0,090 0,130	- -
45 MF 6	-	0,41 0,48	0,10 0,40	1,30 1,70	- 0,040	0,240 0,320	- -
S 250	-	- 0,14	- 0,08	0,90 1,50	- 0,110	0,225 0,350	- -
S 250 Pb	-	- 0,14	- 0,08	0,90 1,50	- 0,11	0,225 0,350	0,20 0,30
S 300	9 S Mn 36	- 0,15	- 0,09	1,00 1,60	- 0,110	0,270 0,440	- -
S 300 Pb	9 S Mn Pb 36	- 0,15	- 0,08	1,00 1,60	- 0,110	0,270 0,440	0,20 0,30

**YERLİ ÜRETİM PROGRAMINDA OLAN OTOMAT ÇELİKLERİNİN
KİMYASAL BİLEŞİM BAKIMINDAN DEĞİŞİK ULUSAL STANDARTLARLA
KARŞILAŞTIRILMASI.**

		9 S 20	9 SMn 28	9 SMn 36	10 S 20	35 S 20	45 S 20	60 S 20
C	T.S	— 0,13	— 0,14	— 0,75	0,07 0,13	0,32 0,37	0,42 0,50	0,57 0,60
	DIN	"	"	"	"	"	"	"
	SAE	— 0,13	— 0,13			0,37 0,44	0,42 0,49	
	BS	— 0,15	— 0,15	— 0,15		0,32 0,40	0,40 0,48	
	ANFOR				0,07 0,13	0,32 0,38	0,42 0,49	
S1	T.S	— 0,05	— 0,05	— 0,05	0,10 0,40	0,10 0,40	0,10 0,40	0,10 0,40
	DIN	"	"	"	"	"	"	"
	SAE	— 0,60	— 0,60			— 0,60	— 0,60	
	BS	X	X	X		— 0,25	— 0,25	
	ANFOR				0,10 0,40	0,10 0,40	0,10 0,40	
Mn	T.S	0,60 1,20	0,90 1,30	1,00 1,50	0,50 0,90	0,50 0,90	0,50 0,90	0,50 0,90
	DIN	"	"	"	"	"	"	"
	SAE	0,70 1,00	0,70 1,00			0,70 1,00	0,70 1,00	
	BS	0,90 1,30	0,90 1,30	1,10 1,50		1,00 1,40	1,30 1,70	
	ANFOR				0,60 0,90	1,00 1,30	0,80 1,10	

		9 S 20	9 SMn 29	9 SMn 36	10 S 20	35 S 20	45 S 20	60 S 20
% P	T.S	0,100	0,100	0,100	0,060	0,060	0,060	0,060
	DIN	"	"	"	"	"	"	"
	SAE	0,070 0,120	0,070 0,120			0,04	0,040	
	BS	- XX 0,070	- XX 0,070	- XX 0,070		0,060	0,060	
	ANFOR				1,040	0,060	0,040	
% S	T.S	0,180 0,250	0,240 0,320	0,320 0,400	0,150 0,250	0,150 0,250	0,150 0,250	0,150 0,250
	DIN	"	"	"	"	"	"	"
	SAE	0,160 0,230	0,240 0,330			0,080 0,130	0,080 0,130	
	BS	0,200 0,300	0,250 0,350	0,300 0,600		0,120 0,200	0,200 0,300	
	ANFOR				0,090 0,130	0,120 0,240	0,90 0,130	

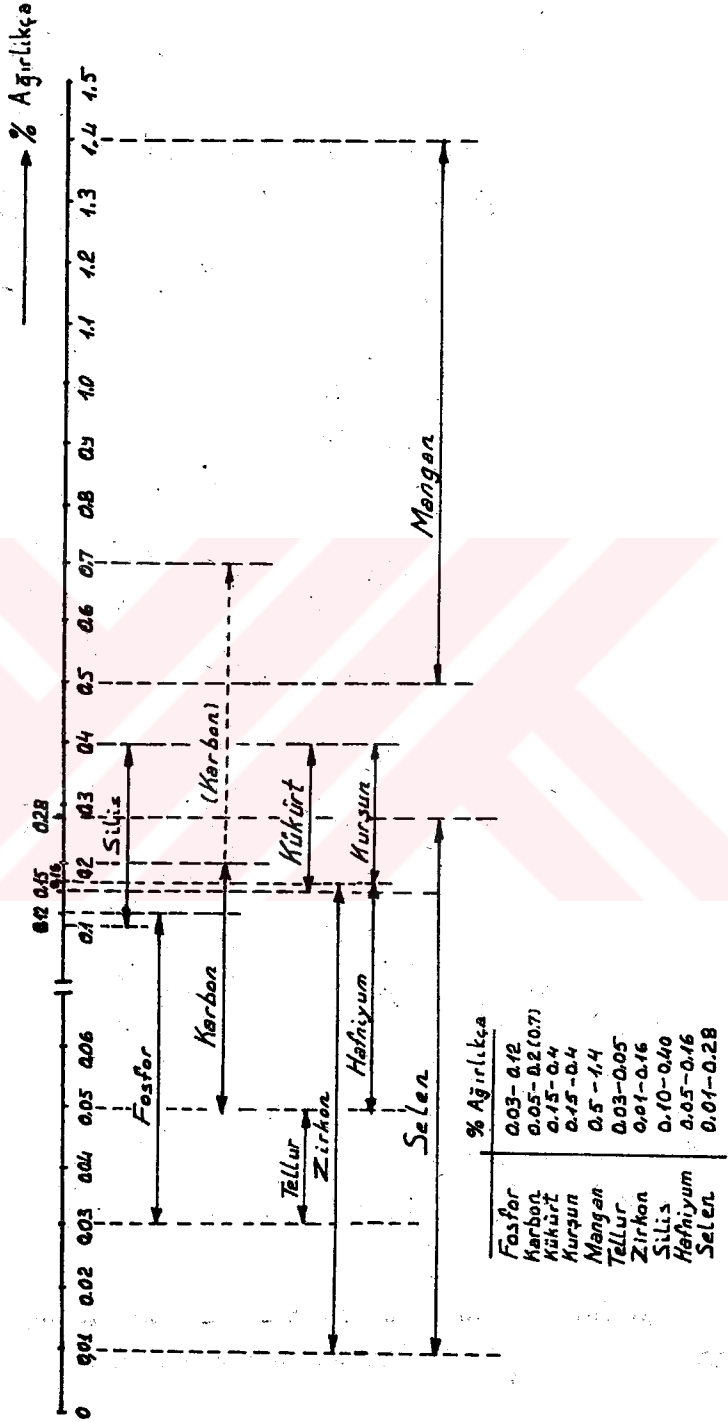
X : En fazla Si miktarı üretici ile tüketici arasında yapılacak anlaşma ile saptanabilir.

XX : Daha yüksek P miktarları üretici ile tüketici arasında yapılacak anlaşma ile artırılabilir.

Otomat çelikleri dinlendirilmiş,yarı dinlendirilmiş ve dinlendirilmemiş olarak üretilebilir.Yarı dinlendirilmiş otomat çeliklerinde dinlendirme elemanı olarak öncelikle Mangan,dinlendirilmemiş otomat çeliklerinde ise Silisyum ve sınırlı olarak da Alüminyum kullanılır.Sementasyon- ve ıslah otomat çeliklerinde Silisyum miktarı %0,10 ile %0,40 arasında bulunur.Çoğunluk dinlendirme elemanları kullanılabilir kesme hızlarını düşürürler.

Alüminyum ilavesi ile çelikler ince taneli olur ve soğuk şekillendirmeye uygun duruma gelirler,ancak kesme takımları Alüminyumoksit kalıntıları ile şiddetli aşınmaya uğrarlar.Son yıllarda Kurşun,Zirkon ve Selen de içeren Kükürt'lü paslanmaz otomat çelikleri büyük önem kazanmışlardır.Ancak bunlar henüz standartlara alınmamıştır.

Aşağıdaki çizelgede,otomat çeliklerinde görülen Karbon,Fosfor,Kükürt,Mangan,Kurşun gibi elemanların ve henüz deneme evresinde olan otomat çeliklerinde bulunabilen Tellur,Zirkon,Silisyum,Hafniyum ve Selen elemanlarının sınır değerleri şema halinde verilmiştir.



2.2 GENEL OLARAK OTOMAT ÇELİĞİ ÜRETİMİ

Otomat çelikleri, alışlagelmiş çelik üretim yöntemlerine göre eritilmektedir. Bunların döküm türü özellikle önem arzeder. Çelik blokun katılaşması sırasında kaynama reaksiyonunun şiddeti oranında, diğer bir anlamıyla; eriyik içinde çözünmüş bulunan oksijenin reaksiyon türevleri oluşturması oranında, az yada çok belirgin olan ayrışmalar ortaya çıkar. Burada Kükürt, Fosfor, metal olmayan kalıntılar ve doğal katıştırlar söz konusudur. Sözü edilen katışkırlar, katılaşma cephesi önünde sürüklenerek blokun çekirdeğinde ve kafa kısmında blok birikmeleri oluştururlar. Bu arada kenar bölgesi nisbeten arılığını korur. Böylece yüzeye kadar ulaşamayan gaz kabarcıkları birikim bölgesinin etrafında bir toplanma gösterir. Böylesi, dinlendirilmemiş katılaşma bünyesi yapıları, kütüğün değişik bölgelerinden alınacak numunelerin Kükürt baskıları yardımı ile incelendiğinde kütüğün enine ve boyuna kesiti boyunca, Kükürt miktarı bakımından oldukça önemli değişmeler ve buna bağlı olarak da farklı talaşlı işlenebilirlik özellikleri görülür.

Dinlendirilmemiş yumuşak otomat çeliklerindeki bu olumsuz görüntü, yarım dinlendirmeli döküm yöntemi ile yokedilebilir. Kaynama olayının tam bir kontrol altına alınması ve sınıflandırılması yardımı ile, blok birikmeleri geniş oranda önlenebilir, dolayısı ile katışkırların tüm blok içinde düzgün dağılması sağlanabilir. Artık birikmeler, alışlagelmiş blok hacımları içinde, özellikle blok kafasında tümüyle bertaraf edilemez. Ancak bunların algılanabilir düzeyde bir etkileri genel olarak yoktur. Gaz kabarcıklarının birikimi oldukça zayıftır ve blok yüzeyine yakın bölgede görülürler. Böylesi bir yapının avantajları; teğetsel gerilme-

leri emniyetle taşıyabilmeleri ve talaşlı işlenebilme özelliklerinin, kesit boyunca sabit kalışıdır. Diğer yandan kenara yakın bölgelerde kalan gaz kabarcıkları, yüzey çatlakları oluşturabileceklerinden, özel dikkat gerektirirler. Tam dinlendirme işlemi sırasında, oksijen şiddetli dezoksidasyon etkileri olan elemanlarla katı reaksiyon türevleri oluşturacağından, kaynama reaksiyonu tümü ile önlenmiş olur. Bu durum, yüksek mekanik zorlamalara maruz kalacak parçalarda, yada uygulanacak ısı işlemler bakımından geniş çapta yapı homojenliği gerektiren parçalarda mutlak suretle gereklidir. Böylesi bir bünyede birikmeler tam düzenli bir dağılım gösterirler.

3. OTOMAT ÇELİKLERİNDE KATIŞKILARIN VE

ALAŞIM ELEMANLARININ ETKİLERİ

Bilinçli yada bilinçsiz olarak çeliğe katılan doğal katışkılar yada kimyasal bağlantılar, çeliğin blok yapısını ve mikro yapısını etkilerler. Bu nedenle kimyasal analiz ile talaşlı işlenebilirlik arasındaki ilgi yakından incelenmelidir. Bu arada henüz standartlara alınmamış alaşım elemanlarının etkilerinden de söz etmek doğru olacaktır. P ve S dışında, otomat çeliklerindeki diğer alaşım elementleri, sülfid oluşumu üzerine etkilerine göre ikiye ayrılırlar. Birinci gruptakiler, tane sınırlarında ağ şeklinde biriken düşük erime sıcaklıklı sülfidler oluştururken ikinci gruptakilerin tümü Mangansülfid gibi yüksek erime sıcaklıklı olup noktalar şeklinde doku içinde bulunurlar. Nikel, Kobalt ve Molibden gibi ilk gruba giren elemanlar, çeliğe ayrıca kızıl kırılganlığa ve sıcak kırılganlığa dayanıklı kılırlar. İkinci gruptaki Krom, Mangan, Zirkon, Titan, Berilyum, Hafniyum, Selen ve Tellur elementlerinin sülfidik kalıntılarının ise böyle bir etkisi yoktur.

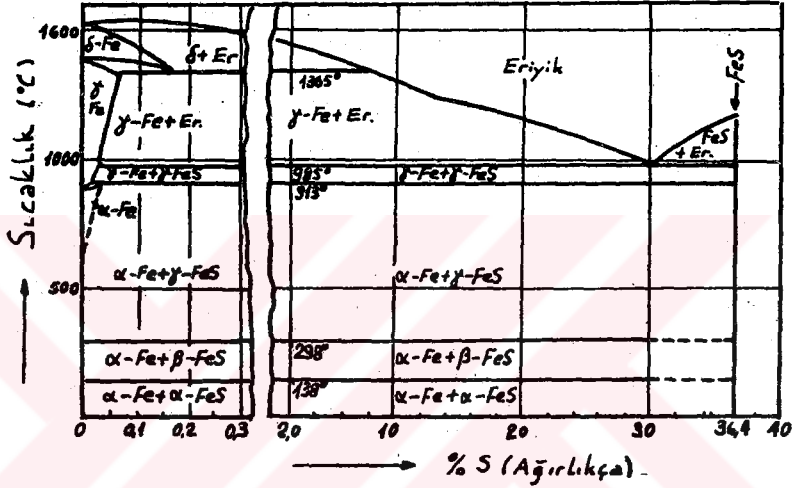
3.1. KATIŞKILARIN ETKİSİ

3.1.1 KÜKÜRT ETKİSİ

Otomat çeliklerinde en önemli katışkılardan biri Kükürt elamanıdır. Demir-Kükürt denge diyagramı Şekil 3.1'de verilmiştir. Demir, kükürt ile FeS demir sülfid bağlantısına yapar. Demirsülfid ile Demir arasında 985° C da eriyen %30,5 S bileşimli bir ötektik bulunur. Yeni araştırmalara göre δ -demiri 1365° C da yaklaşık %0,17 S ve γ -demiri ise yaklaşık %0,07 çözebilmektedir. Buna karşın α -demirinin Kükürtü çözebilirliği o denli azdır ki, uygulamalarda gözardı edilebilir. Bu nedenle Silisyum, Mangan ve Fosfor gibi arıtılamayan doğal katışkılardan aksine, çok düşük miktarlardaki Kükürt varlığı bile, demir dokusu içinde karakteristik FeS demirsülfid fazını oluşturur. Bu faz, kirli sarı rengi ile, ametal kalıntı olarak, parlatılmış fakat dağlanmamış kesitte bile izlenebilir. Denge diyagramına göre, çok düşük S miktarlarında bile, demir kristallerinin tane sınırlarında kolay eriyen Fe+FeS ötektiğinin görülmesi beklenir. Ne var ki bu durum gerçekleşmez: Ötektikteki demir, primer demir kristallerinin önünde kristalleşir ve arta kalan demirsülfid, tane sınırlarında, değişik kalınlıklarda bir ağ oluşturur. (Resim 3.1)

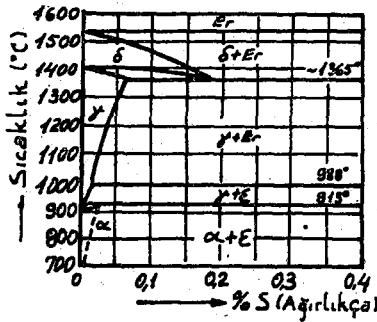
Çok düşük Kükürt miktarlarındaki durum, Şekil 1a 'da gösterilmiştir. Görüldüğü gibi Kükürt, A_4 dönüşümünü bir miktar düşürürken, A_3 dönüşümünü biraz yükseltmektedir. Çözünme hattı aşıldıktan sonra, 988° C'da ve bu sıcaklığın altında Kükürt, katı ξ -sülfidi FeS olarak ayrışır. Kükürtün γ -demiri içindeki çözünürlüğü, α -demiri ve dolayısı ile δ -demiri içinden daha azdır. Bu nedenle γ -bölgesinden uygun bir

soguma ile, bir kez oluşmuş bulunan ayrışmaları, α -bölge-
sinde yeniden çözmek mümkündür. Kükürtün düşük çözünebilir-
liği nedeniyle, sülfür ayrışmaları, katılaşma ve dönüşüm
olayları sırasında çekirdek rolü oynayabilirler. (5)(4).



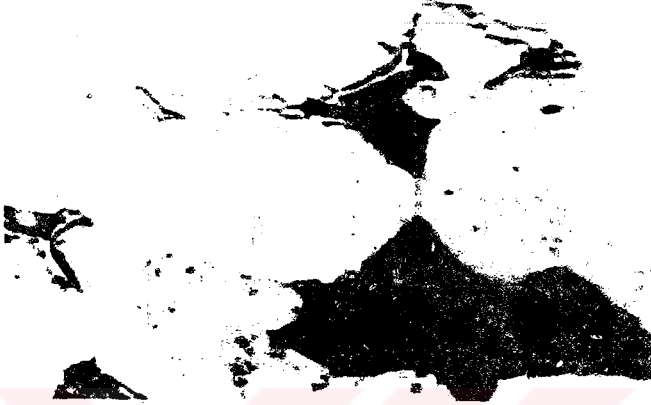
Şekil 3.1

Demir - Kükürt Denge Diyagramı



Şekil 3.2

Demir - Kükürt ikili
Sisteminde, Demirce
zengin bölge (%0,4 S)



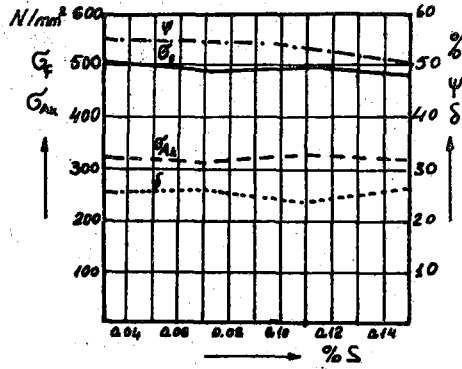
%4 Nital ile dağlanmış

500-X

Resim 3.1

Tane sınırlarında FeS birikimi

Kükürt'ün olumlu etkisinin algılanabilirliği, otomat çeliklerinde alt sınır olan %0,1 in çok öncesinde başlar.%0,01 - 0,03 S sınırından çok önce başlar. %0,01 lik artışlar,talaşlı işlenebilirliği iyileştirmeye başlar. Şekil 3.3 'de , çekme mukavemeti ve akma sınırının Kükürt ilavesi ile boyuna yönde değişmediği görölmektedir.Ancak, haddeme ve dövme işlemlerinden sonra uzayan sülfid kalıntıları nedeniyle, enine yönde özellikler kötüleşir. Tane sınırlarında,düşük sıcaklıklarda eriyen fazlar içeren alaşımlar dövme sıcaklığında kırılğan ve gevrek bir tutum alarlar.Bunun nedeni,tane sınırlarının erimesi ve metal kristalleri arasındaki katı bağın ortadan kalkmasıdır. Bilindiği gibi otomat çelikleri dışındaki çelikler çoğunlukla çok az Kükürt içerirler.(max.%0,06).Dolayısıyla 985° C'da eriyen Fe+ FeS ötektiği görölmese bile,Mangen



Sekil 3.3

%0,32 C'lu haddelenmiş çelikte,
Kükürt elemanın boyuna yöndeki
mukavemet değerlerine etkisi.

elemanın da bulunmaması yada çok az olması durumlarında, dövme sıcaklıklarında kırılma tehlikesi ortaya çıkar. Burada çeliğin, tane sınırlarında bulunan FeS 'nin düşük plastisitesinden dolayı kırılma tehlikesi 800°C ile 1000°C arasındaki "Kızıl Kırılma" ve tane sınırlarının erimeye başladığı 1200°C üzerindeki "Sıcak Kırılma" birbirinden ayırdedilmelidir. 1000°C ile 1200°C arasında çelikler çoğunlukla kolay şekil alabilirlik özelliği gösterirler. Söz konusu sıcaklık aralığında, sülfür nisbeten yüksek plastisite kazanırlar, yada daha büyük bir olasılıkla, yükselen yayılım hızından dolayı kısmen çözülürler. Kükürt'ün kötü etkilerine ve kızıl kırılma tehlikesini önleyebilmek için, demir alaşımlarındaki Mangan miktarı yükseltilir. Mangan Kükürt'le birleşerek 1610°C'da eriyen ve primer kristal türü olarak eriyikten ayrılan Mangansülfürü oluşturur. Gri-mavi renkte ve düzgün bir geometrisi olmayan bu kristaller kesin kristalografik sınırlar çizmezler. Bu form, primer olarak ayrılan kristal

bağlantıları için tanıtıcı bir özelliktir, çünkü kristal yüzeyleri, sıvı bir çevrede, hiçbir biçimde engellenmesizin gelişebilmişlerdir. Pek çok durumda Mangansülfid kristalleri, yüzey gerilimleri etkisinde kalarak, küresel damlacık formu almaya eğilim gösterirler. Şekil değiştirme sırasında da, şekil değiştirme derecesine bağlı olarak az yada çok elipsoidler durumuna dönüşürler. (Resim 3.2)



%4 Nital ile dağlanmış 200 X

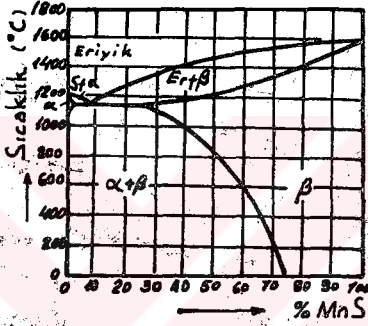
Resim 3.2

Soğuk haddelenmiş 9 SMn 28 otomat çeliğinde MnS elipsoidi

Yukarıdaki resimden de izlenebileceği gibi, MnS kalıntıları ötektoid altı Ferrit için kristalleşme merkezi görevini yüklenirler. Mangansülfid kalıntıları, çelik dokusu içinde tümüyle gelişigüzel, kuralsız bir biçimde primer kristaller olarak dağılmışlardır. Bileşimdeki Kükürt'ün tümü Mangan ile bağlanmış durumda ise, bir kırılma eğilimi yada

tane sınırlarının erimesi olayı meydana gelmeyeceğinden, çelik, kırılma direnci için önemli olur (6).

Şekil 3.4'de FeS-MnS sisteminin durum diyagramı izlenmektedir. FeS'nin MnS için çözünürlüğü çok düşüktür. Ancak MnS 1170°C'da %73 FeS'i karışık kristale alır. Çözünürlük, düşen sıcaklıkla önemli oranda azalır. Bu değer oda sıcaklığında yaklaşık %25 FeS'e ulaşır.



Şekil 3.4
FeS-MnS sistemi denge
diyagramı

Diğer metal olmayan kalıntıların tersine (örnek olarak: silikatlar ve alüminyumoksit) sülfidler gerek soğukta ve gerekse sıcakta nisbeten yüksek plastiklik özelliği gösterirler. Bu nedenle sülfid kalıntıları, şekillendirme sırasında parçalanmayıp, lifler yada bandlar biçiminde uzarlar. Resim 3.3'de, bir sülfid-silikat karışık kalıntı içindeki farklı plastiklik özellikleri izlenmektedir. Silikat kalıntıları şekil değiştirmeye katılmamış, buna karşın, aralarındaki sülfidler şiddetle uzamışlardır. Talassız şekil değiştirme sırasında sülfidlerin uzaması, ötektoid altı Ferritlerin de çizgi görüntülü, lifli bir durum almasına neden olur.

Dağlanmamış

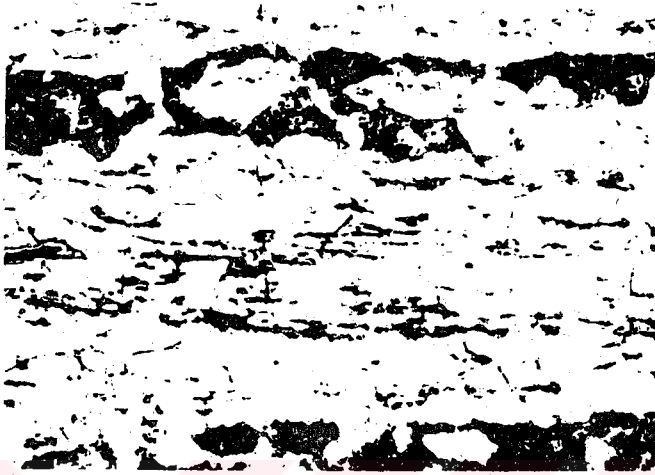
200 X

Resim 3.3

Haddelenmiş 9 SMn 28 çelik dokusunda silikat kalıntılı MnS lifi.

Haddelenme yada dövme sıcaklığından itibaren yavaş bir şekilde soğuduktan sonra, ötektoid altı çeliklerdeki Ferrit, sülfidlerin hemen yanında kristalleştiklerinden, sülfidlerin formuna uyarak ayrışma sonunda lifler halinde bir görüntü alır. Ostenit ise lifler arasındaki bölgeye itilir ve orada A_{r1} noktasında Perlit'e dönüşür. Dolayısıyla sülfid uzamasının bir sonucu da, "Sekunder lifli yapı" olarak adlandırılan lifli Ferrit-Perlit karışımıdır (Resim 3.4).

Ostenit bölgesinden hızlı bir soğuma yada bir normalizasyon tavi yardımı ile sekonder lifli yapının etkisi azaltılabilir, hatta düşük et kalınlıklı parçalarda tümüyle önlenir.



%4 Nital ile dağlanmış 200 X

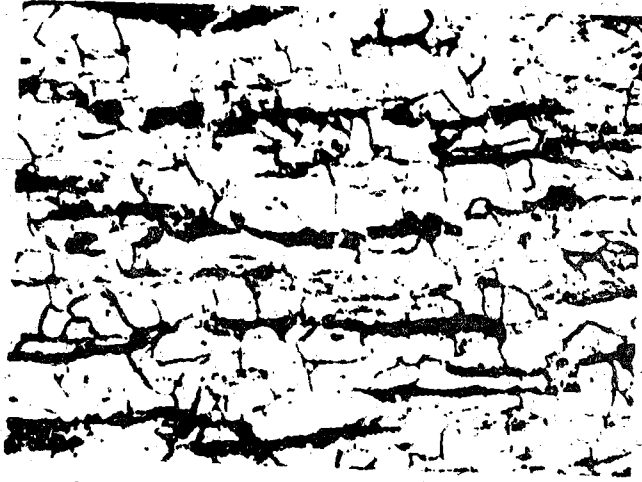
Resim 3.4

9 SMn 28 çeliğinde, sıcak haddeme sonunda oluşan uzamış MnS kalıntılarının neden olduğu "Sekunder Lifli Yapı"

Kükürt, Fosfor gibi istenmeyen zararlı bir doğal katkıdır. Buna rağmen otomat çeliklerinde nisbeten yüksek Mangan miktarlarını (%0,5-0,9) ile birlikte %0,15-0,30 S bulunabilir. Düşük mukavemetli olan Mangansülfidler, tornalama, frezeleme ve matkaplama gibi talaşlı işlemlerde, talaşın kısa ve kırılğan olmasını sağlarlar. Bu arada takım ömrü uzar, işlenen parça yüzeyi temiz ve düzgün olur, kesme hızı ise önemli oranda yükseltilebilir.

Resim 3.5 ve 3.6 'da 9 SMn 28 çeliğinden boyuna kesitler görülmektedir. Metalik ana kütlede süreksizlikler oluşturan uzamış Mangansülfid kalıntıları açıkça algılanabilmektedir. Metal olmayan kalıntı olarak MnS, parlatılarak hazırlanmış fakat dağlanmamış kesitlerde görülebilir.

Otomat çeliği döküm sırasında dinlendirilecek olsa, kalıntılar çoğunlukla ince olur, ayrıca blok- yada gaz kabarcığı birikmesi olmadığı için de düzgün bir da-



%4 Nital ile dağlanmış 100 X

Resim 3.5

Uzamış MnS kalıntılarını içeren 9 SMn 28 otomat eliği (Boyuna Kesit)



%4 Nital ile dağlanmış 500 X

Resim 3.6

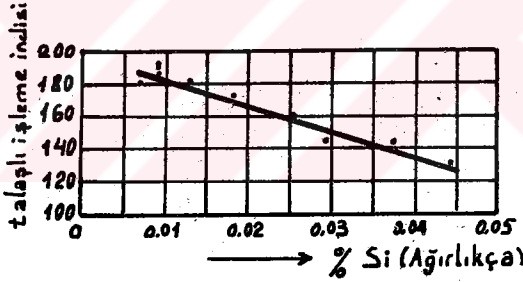
Uzamış MnS kalıntılarını içeren 9 SMn 28 otomat eliği (Boyuna Kesit)

ğılış gösterirler. Ne var ki, dinlendirilmiş çelikteki Silisyum miktarı, çekme mukavemeti ile akma sınırı yükseltilir. Bu arada takımların aşınması artar. Bozulan yüzey kalitesi ise, kesme hızının düşürülmesini gerektirir. Dinlendirilmemiş otomat çeliklerinde, birikmelerin görüldüğü tane bölgelerinde MnS kalıntıları oldukça iridirler. Sözü edilen çelik işte bu nedenle, daha yüksek bir kesme hızını olası kılar ve bu arada yüzey kalitesi iyileşir. Dinlendirilmemiş otomat çeliklerinde, akma sınırı ve çekme mukavemeti değerleri, bünyede silisyum bulunmadığından düşüktür ve buna bağlı olarak takım aşınması azalır. Birikmelerin görüldüğü tane bölgelerinde ince sülfitle rin yanısıra, gaz kabarcıkları birikmelerinin neden olduğu kaba sülfitler de izlenir. Bu tür kaba sülfit kalıntıları, malzemeye daha yüksek bir işlenebilirlik sağlarlar(7). Ancak bu kaba kalıntılar, iş parçasının yüzey kalitesi bakımından zararlıdırlar, kılcal çatlaklara neden olurlar.

Yüksek kükürt miktarları nedeniyle, otomat çeliklerinin üretimi sırasında düzenli bir kalıntı dağılımını sağlamak zordur. Sonradan ilave etmektense, otomat çeliklerinde Kükürt miktarını başlangıçtan yüksek tutmak daha uygundur. Aksi durumda, çoğu kez ince bir sülfit dağılımı görülmez. Şimdiye dek en iyi sonuçlar, Thomas konverterindeki üretimlerde ve dinlendirilmeden dökülmüş otomat çeliklerinde alınmıştır. Bunun nedeni, Silisyum miktarındaki çok ez bir artışın bile talashlı işlenebilirliği kötüleştiriridir.

Dinlendirilmiş otomat çeliklerindeki kalıntıların tüm kesit boyunca düzgün dağılmış olmaları avantajına karşılık, dinlendirilmemiş çeliklerde, iyi talashlı işlenebilirlik özelliği, birikmelerin izlendiği çekirdek bölgesinde görülür. (Buna karşılık, kalıntılardan arınmış cidar bölgesinde bu özellik yoktur). Dinlendirilmemiş yumuşak otomat çeliklerinde, birikmeleri mümkün olduğunca

cidar bölgeye kaydırmak için döküm işlemi, şişe boğazlı kollarla yapılır. Blok kafası kapatılarak birikmeler geniş oranda engellenir, blokun, dinlendirilmiş çeliğe benzer biçimde, düzgün bir birikme dağılımı ile katılaşması sağlanır. Ancak bu arada, gaz kabarcıklarının, cidara yakın bölgelere kadar ulaştığı ve haddelendirme sırasında, kolaylıkla yüzey hatalarının oluşmasına neden olduğu unutulmamalıdır. (1). Birikmelerin olmadığı cidar bölgesi, birikmelerin sıklaştığı çekirdek bölgesi, blokun üst ve alt kısımları arasındaki farklılıkların giderilebilmesi için, dinlendirilmemiş otomat çeliklerinin küçük bloklarda dökülmesi salık verilir. Aynı yöntem dinlendirilmiş çeliklerde de uygulanacak olsa, daha iyi sonuçlar elde edilir. Ancak tüm bu önlemlere rağmen, blokun alt ve üst yarılarında farklı kükürt miktarları septanır. Böylesi durumlarda söz konusu farklı bölgeler, değişik amaçlar için kullanılmalıdır (2).



Sekil 3.5

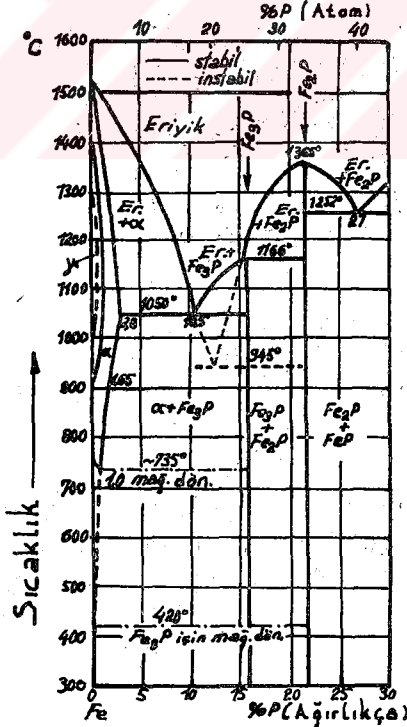
9 SMn 28 otomat çeliğinde talaşlı işlenebilirliğin Silisyum Miktarına bağlı olarak değişimi.

Düzenli bir Kükürt dağılımı elde etmek için üretilen, yarı dinlendirilmiş otomat çeliklerinde, Kükürt, kısmen dezoksidasyon elemanı olarak görev yapar-

ken, kısmen de katılma sırasında kaynama reaksiyonunu azaltır. Tüm bunların ışığında iyi bir otomat çeliği üretimi, diğer bir anlatımla: doğal katışkılarca bilinçli olarak zenginleştirilmiş bir çeliğin üretimi özel deneyimler gerektirmektedir. Çünkü genelde, olumsuz etkileri ile tanınan Kükürt ve Fosfor elemanlarının özel amaçlı bir çelik türünde, istenen bir yada birkaç özelliğin eldesi için yararlı elemanlar olarak kullanılması söz konusudur.

3.1.2 FOSFOR ETKİSİ

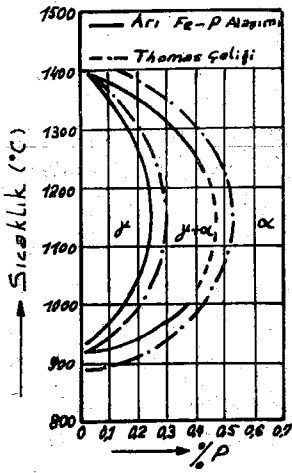
Arı Demir-Fosfor ve Demir- Fe_3C - Fe_3P alaşımlarının denge diyagramları Şekil 3.6, Şekil 3.7, ve Şekil 3.8 'de görülmektedir.



Şekil 3.6

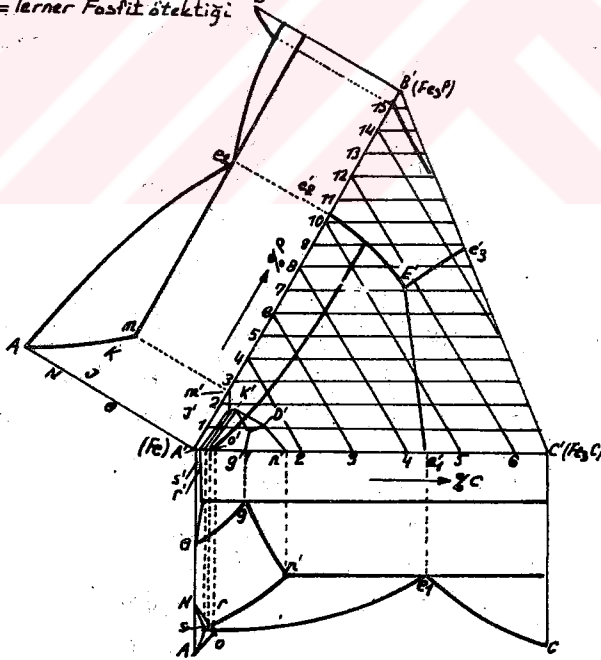
Demir - Fosfor Denge
Diyagramı

(J.L.Haughton, J.Iron
Steel Inst.)



Sekil 3.7
Demir-Fosfor sisteminde
 δ -Bölgesi
(P.Roquet u.G.Jegaden
Rev.Met.Bd.48)

A, m, J, s = Turner - kkr
r, K, D, n = " δ - "
e₁ = Ledeburit
e₂ = Fosfit ötektiği
e₃ = Fe₃P ve Fe₃C ötektiği
E = Turner Fosfit ötektiği



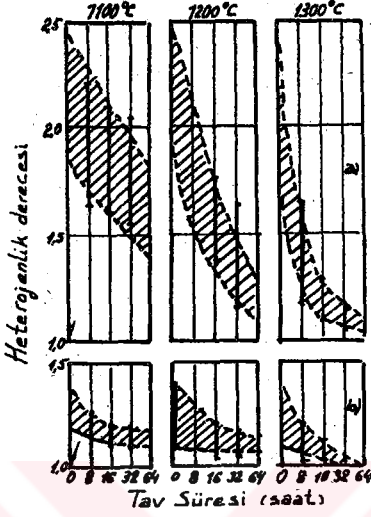
Sekil 3.8
Fe-Fe₃C-Fe₃P üçlü denge diyagramı
(R.Vogel; Arc.Eisenhüttenwesen Bd.3)

Fosfor ,demirin μ -bölgesini daraltan elemanlardandır. Arı Demir-Fosfor alaşımlarındaki homojen μ -bölgesi en fazla 1150°C 'da %0,25 P sınıırına kadar genişleyebilir. $\alpha + \mu$ -iki fazlı bölge bu sıcaklıkta %0,48 P'a kadar ulaşır.(Şekil 3.7).Kesik çizgilerle gösterilen,Thomas çeliğindeki iki fazlı bölgeye ait sınırdır.Sınıırın ötelenmesinin nedeni,Thomas çeliğindeki alaşım elementlerinin,özellikle Karbon ve Mangan'ın oluşturacağı etkidir.Şekil 3.6'da görüldüğü gibi Demir,Fosforla birleşerek Fe_3P ve Fe_2P bileşimleri ile iki demirsülfid oluşturmaktadır. Fe_3P ile α -demiri karışık kristalleri arasında 1050°C 'da eriyen %10,5 P bileşimli bir ötektik vardır.Ancak,alaşımların bu stabil sisteme göre katılaşmaları,eriyiğın hızlıca soğuması ile olur.Yaklaşık 50°C/dak 'nın altındaki soğuma hızlarında,kristalleşmeler engellenir, Fe_3P yerine Fe_2P ayrışması görüür. $Fe-Fe_2P$ instabil sisteminin ötektik noktası 945°C da ve %12,5 P'da olur.

1050°C 'da Fosforun α -demiri içindeki çözülebilirliğı yaklaşık %28 kadardır.Düşen sıcaklıkla bu değer süratle azalır. 800°C sıcaklığı altında Fosforun çözülebilirlik sınırı kesin saptanamamıştır. Ancak genelde olduğı gibi,düşen sıcaklıkla,çözülebilir Fosfor miktarının daha da düşük değerlere doğru kayacağı çok büyük olasılıklarla kabul edilir. W.Oelson'un termodinamik hesaplarına göre,500°C sıcaklıkta %0,25 Fosfor çözülebilir. μ -demirindeki Fosfor çözülebilirliğı ise çok daha düşüktür.Fosfor, Karbon'lu çeliklerde normal olarak %0,06 'a kadar bulunabilir.Yalnızca birkaç özel çelik türünde ise %0,3 Fosfor'a izin verilir.Fosfor oda sıcaklığında α -demiri tarafından karışık kristale alınabildiğinden,çeliklerde bulunan Fosfor özel bir faz oluşturmaz.

Sıvılaşıma ile katılaşıma eğrileri arasındaki sıcaklık aralığının büyük oluşu ve diğer yönden Fosfor'un demir içindeki yayınma hızının düşük oluşu nedeni ile, Fosfor içeren Ostenit kristalleri, kristal birikmesine çok şiddetli eğilim gösterirler. Eriyikten ilk önce ayrılan μ -karışık kristal dendritleri, dendrit kolları ile dendrit gövdeleri arasındaki bölgede en son katılan arta kalan eriyiğe göre Fosfor bakımından oldukça fakirdir. Primer μ -karışık kristallerindeki Fosfor birikmesi, gerek oda sıcaklığına soğuma, gerek şekil değiştirme yada ısıl işlem sırasında dengelenemez. Ferrit ayrışması, Sementit ayrışması yada Perlit oluşumu sırasındaki sekonder kristalizasyonda, düzensiz Fosfor dağılımında hemen - Hemen hiçbir değişiklik meydana getiremez. Bu nedenle, μ -karışık kristallerindeki Fosfor konsantrasyon farklılığını dengeleyebilmek için, Katılaşıma hattının hemen altındaki sıcaklıklarda çok uzun süreli tav işlemlerine gerek duyulur. (Yayınım tavi) Ancak yayınım tavi, çok uzun süreler gerektirdiğinden, kısa sürelerde ise yeterince iyi sonuç vermediğinden, salık verilmez. Bunun yerine, Fosfor miktarını mümkün olduğunca düşük tutarak kristal birikmelerini önlemek amaçlanır. Şekil 3.9'da izlendiği gibi yayınım tavi başlangıcında bünye heterojenliği süratle iyileşir, sonra bu düzelme hızı gittikçe düşer. Özellikle diğer alaşım elemanlarının varlığı ile, birikmeler daha da kararlı bir tutum içine girerler ve bir yayınım tavi ile dengelenmeleri daha da zorlaşır.

Fosfor, Karbon'un Ostenit içindeki çözülebilirliğini düşürür. μ -karışık kristallerinin Fosfor birikmelerini içermesi durumunda Karbon, kristalin Fosfor'ca fakir bölgelerine doğru çekilir. Dolayısıyla Ostenit içinde, yüksek sıcaklıklarda bile bir karbon ayrışması meydana gelir. Soğuma sırasında Ferrit, seçkin olarak



Sekil 3.9

Bünye heterojenliğini gidermek için uygulanan yayınım tavlama (%O, 20 C, %P, 1 P) (A.Kohn, Rev. Met. Bd. 51. S. 503)

Karbonca fakir bölgelerde ayrışır. Diğer taraftan, zamanca geç kristalleşen Perlit, Karbon'ca zengin, Fosforca fakir bölgelerde ayrışır. Bunun sonucu olarak, tavlanmış çelik dökümde kaba (iri) Ferrit-Perlit ayrışmaları ve haddelenmiş yada dövülmüş çelikte bandlı yapılı Ferrit-Perlit ayrışması, diğer bir anlatımla, sekonder bandlı bünye görülür. Ancak burada, artan normalizasyon sıcaklığı ve yükselen soğuma hızı ile, Fosfor birikmelerinin neden olduğu ayrışmaların zayıfladığı ve hatta kaybolma eğilimi gösterdiği belirtilmelidir.

Fosfor elemanı, kristal birikmeleri ve gaz kabarcıkları birikmeleri dışında, blok birikmesinde de rol oynar. Blok çekirdek bölgesi, blok kenarından ve blok kafası blok ayağından (tabanından) Fosfor'ca daha zengindir. Blok birikmesi, büyüyen blok hacmi ile artar ve önlenebilmesi olası değildir.

Tehlikeli olacak biçimde bünye heterojenliği oluşturduklarından, teknik çeliklerde Fosfor birikmeleri arzu edilmezler. Farklı miktarlarda Fosfor içeren bünye bölgeleri, farklı sertlik, mukavemet ve tokluk özelliği

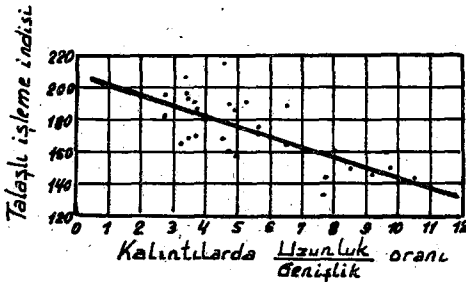
gösterirler. Farklı mukavemet ve tokluk özellikleri nedeni ile, dokuyu oluşturan bölgeler arasında iç gerilmeler oluşur ve bunlar çeliğin çatlamasına neden olabilirler (Birikme Çatlakları)(5).

Kaba (iri) birikmeler, düşük şekil değiştirilebilirlikleri nedeni ile, şekil değiştirme sırasında yada daha sonraki sertleşme ve ıslah sırasında çatlaklar. Fosfor, bilindiği gibi, çelikte mukavemet özelliklerini yükselterek ve çentik-darbe tokluğunu düşürerek, çeliğin soğukta gevrekliğine neden olur. Yüksek Fosfor miktarları alaşımli ıslah otomat çeliklerinin meneviş kırılma dayanıklılığına neden olurlar. Ayrıca kükürt'ün yanısıra, Fosfor elemanı da kaynak dikişi çatlamlarına neden olur vebu durum özellikle dinlendirilmemiş, şiddetli blok birikmesi gösteren otomat çeliklerinde görülür.

Daha önce de belirtildiği gibi, Fosfor miktarı bu nedenlerden dolayı, olanağına dek düşük tutulur. Ancak çok özel durumlarda %0,6 gibi değerlere izin verilir. Böylesi yüksek Fosfor içeren çeliklerin akabilirlikleri özellikle 1000°C'ın üzerinde çok iyileşir. Otomat çeliklerinde ise %0,1-0,15'e kadar Fosfor bulunur. Buradaki Fosfor varlığının nedeni, iş parçasının düzgün ve parlak bir yüzeyi içermesidir. Bir miktar yüksek Fosfor miktarı (Thomas çelikleri), Bakırın da varlığı ile, çeliğin pasaya dayanıklılığını 2-3 kez arttırır. (Ayrıca Thomas çeliklerinin aşınma mukavemetinin, Siemens-Martin çeliklerine göre daha yüksek oluşunun nedeni yüksek Fosfor miktarıdır)

3.1.3 SİLİSYUM ETKİSİ

Silisyum ve yanısıra Alüminyum, tam dinlendirilmiş Sementasyon- Islah otomat çeliklerinin üretiminde vazgeçilemeyen klasik dezoksidasyon elemanlarıdır. Ancak bunların son derece sert reaksiyon türevlerinden olan silikatlar, alüminyumoksit ve nitritler, yüksek hızda talaş veren yumuşak otomat çeliklerinde olanağına dek az bulunmalı yada hiç bulunmamalıdır. Özellikle Silisyum elemanı, Mangan ilavesinin birlikte getirdiği doğal katışkı olarak çok büyük bir olasılıkla, düşük miktarlarda da olsa çelik bünyesine girer. Pek çok sayıdaki araştırma (6), Silisyum miktarı arttıkça talaşlı işlenebilirliğin düştüğünü göstermiştir. Bu durumun nedeni çok büyük bir olasılıkla aşındırıcı karakterleri ile bilinen SiO_2 kalıntılarıdır. Normlarda Silisyum miktarı max. %0,05 değeri ile sınırlandırılır ve üretim sırasında ulaşılabilecek en düşük miktara doğru düşürülür. Bu arada Silisyum elemanının, sülfidlerin kimyasal bileşimini ve sıcak şekillendirme sırasındaki sülfidlerin tutumunu olumsuz yönde etkiledikleri vurgulanmalıdır. (8) Silisyum, mukavemeti yükseltmekte, ancak bu arada, kalıntıların dağılımını, formunu ve belki de kimyasal bileşimini etkilemektedir. Yükselen Silisyum miktarı ile, kalıntıların adedi artar ve kalıntılarda uzunluk/genişlik oranı büyür. Şekil 3.10'da görüldüğü gibi bu durum otomat çeliğinin talaşlı işlenebilirliğini düşürür.



Şekil 3.10

Yaklaşık %0,08 C, %0,9 Mn, %0,3 S içeren yumuşak otomat çeliğinde talaşlı işlenebilirliğin, kalıntıların (MnS) formuna bağlı olarak değişimi

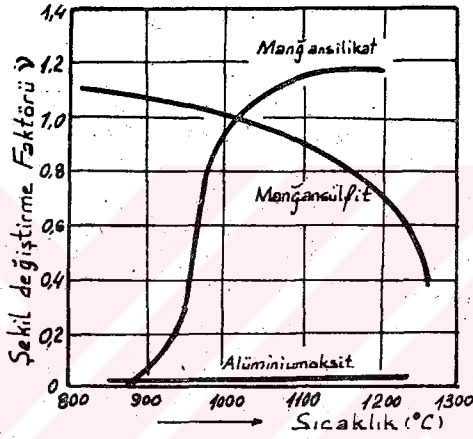
3.1.4 OKSİJEN ETKİSİ

MnS ve MnO öteklikli bir sistem oluştururlar. Ötektik nokta %37 MnO + %63 MnS 'de olup erime sıcaklığı 1232°C dir. Oksijen'in MnS içindeki max. çözülebilirliği ötektik sıcaklığında, ağırlıkça %0,17 olup, oldukça düşüktür.

Oksijen'in şekil alabilirliğe etkileri değişik şekillerde olabilir. Yarı dinlendirilmiş yada tam dinlendirilmiş çeliklerde oksijen'in büyük bir kısma oksidik kalıntılar şeklindedir ve bu kalıntıların dezoksidasyon sırasında oluştuğu bilinir. Kükürt bağlantılı kalıntılar için ince dağılmış çekirdek görevi yüklenmedikleri sürece, şekil değiştirme ve çatlak gelişmesi olaylarında Kükürt bağlantılı kalıntılara benzer bir rol oynarlar. M. Walster'in çalışmalarından edinilen bilgilere göre, artan oksit kalıntıları ile, enine numunelerin tokluğu düşmektedir. Değişik oksidik fazlar, farklı sıcak şekillendirilebilirlikleri ve farklı kalıntı büyüklükleri nedeni ile hadde mamullerinin özelliklerini farklı şekilde etkilerler. Bu iddia Şekil 3.11 de, alüminyumoksit ve silikat kalıntılarının etkileri ile kanıtlanmaktadır.

Oksijen konsantrasyonunun ikinci bir etkisi Kükürt bağlantılarının oksijeni çözülebilirliği oranında ortaya çıkar. Çelikte artan oksijen miktarı ile, diğer bir anlatımla, tam dinlendirilmiş çelikten, dinlendirilmemiş çeliğe doğru gittikçe, Kükürt bağlantılarındaki Oksijen miktarı artar. Bu arada Mangansülfidlerdeki iyon bağlantısı oranı yükselir ve önemli bir mukavemet artışı görülür.

Yüksek Oksijen miktarlarında iki yada çok fazla kalıntı tipleri izlenebilir. Sözü edilen kalıntılardaki faz bileşimleri dezoksidasyon türüne göre ve katılma hızına göre çok farklı olabilirler.



Sekil 3.11

Silikatlarda, Kükürt bağlantılı kalıntılarda ve Alüminyumoksitte sıcaklığın şekil değiştirme faktörüne etkisi.

3.2 ALAŞIM ELEMANLARININ ETKİLERİ

3.2.1" MANGAN ETKİSİ

Mangan, otomat çeliğinde Kükürt'ü bağlayan elemandır. Başka bir anlatımla, doku içinde bulunması istenen sülfid kalıntılarının esas elemanıdır. Çünkü Kükürt'e olan ilgisi, Demir'e olan ilgisinden daha yüksektir. Arı Demirsülfid'in erime sıcaklığı 1170°C olup ötektik karışımlarda 930°C 'a kadar düşer. Bundan dolayı Ostenit tanelerinin sınırlarında ayrışması durumunda, haddeme işleminde kızıl kırılma tehlikesine neden olur. Buna karşılık arı Mangansülfid 1610°C sınırına kadar katı durumunu korur ve ötektik karışımda bile erime sıcaklığındaki düşüş nisbeten çok azdır. Dolayısıyla düşük sıcaklıklarda eriyen fazların oluşumu önlenmek istendiğinde Mangan/Kükürt stokiometrik oranı 1,72 değerini aşmalıdır. Dinlendirilmemiş 9 S 20 için %0,60 min. Mangan miktarı için bu değer en az %0,50 dir. Ancak bu durumda yerel Kükürt birikimleri önenebilir. Ötektik demirsülfid fazlarının varlığı, yüksek sıcaklık mikroskobu yardımı ile septenebilir.

Yüksek Kükürt miktarları sayesinde ulaşılabilen talaşlı işlenebilirlik iyileşmeleri, ancak Mangan ilavesinin, bünyedeki Kükürt'ü eksiksiz bir biçimde mangansülfidler olarak bağlayabilmeye yeterli olduğu durumlarda mümkündür. Mangan aynı zamanda eriyik içindeki Oksijen ile reaksiyona girdiğinden ve oluşan katı dezoksidasyon türevlerinin nisbeten yumuşak olmaları nedeniyle, ilave edilecek Mangan miktarı, sakın katılacak ve bundan dolayı birikimlerden arınmış

yarı dinlendirilmiş blok yapısını hedef alacak biçimde ölçülebilir. Böylece sülfidlerin düzgün bir dağılımı elde edilebileceği gibi gaz kabarcıkları birikmelerinin zararlı etkileri geniş oranda bastırılmış olur. Kuşkusuz eriyikteki oksijen miktarı ve üretimdeki eritme yöntemi, Mangan ilavesi miktarına etkiler. Thomas yöntemi-ne göre üretilen çeliklerde dinlendirilmemiş ve dinlendirilmiş katılaşma sınırı %0,7-0,8 Mangan dolayındadır. Mangan içerebilen ve müsaade edilebilen en düşük Mangan miktarı %0,50 olan 9S20 çeliği her iki döküm türüne de uygunluk gösterir.

Bünyede fazla miktarda bulunduğu için sülfid oluşumu ve dezoksidasyon için harcanamayan Mangan, Ferrit içinde çözülür ve talaşlı şekillendirme sırasında şiddetli soğukta sertleşme etkisiyle takım aşınmasını yükseltir. Bünyedeki artık Mangan'ın bu etkisi, yükseltilecek Kükürt miktarı ile bastırılmak istendiğinde teknolojik değerler olumsuz yönde etkilenir. Talaşlı işleme deneylerinden elde edilen sonuçlara göre Mangan/Kükürt oranının en fazla 4,5 olması gerektiği ortaya çıkarılmıştır. %0,12 'den daha yüksek Karbon için izin verilen en yüksek (Mangan * Karbon) / Silisyum oranı için 0,55 elde edilmiştir (4). Dar bir Mangan aralığından yüksek değerlere doğru taşın bu koşula ancak çok özel isteklerin olması durumunda uyulmalıdır. Metalurjik nedenlerden dolayı standartlaştırılmış izin verilen en yüksek değerler genelde, emniyet sınırı olarak kabul edilip, aşılmalıdır.

Yüksek miktarda Mangan içeren çelikler aşırı ısıtmalara duyarlıdırlar ve tane irileşmesi eğilimleri vardır. Yüksek Mangan'lı çeliklerde karakteristik olan; lifli yapı ve enine yöndeki çentik-darbe tokluğunun düşmesidir. Lifleşmenin nedeni, pek çok sayıda ametal kalıntılar (MnO , MnS , $MnO \cdot SiO_2$, $(MnO)_2SiO_2$

gibi) oluşturabilen, reaksiyon eğilimi çok yüksek olan Mangan'ın, şekillendirme sırasında bandlaşmasıdır.

Kükürt elemanının, yüksek sıcaklıkta eriyen Mangansülfid oluşturması nedeni ile, yüksek Manganlı çelikler kızıl kırılmalığa duyarlı değildir. Pigott'a göre bunun için gerekli Mangan miktarı C_{Mn} , Kükürt miktarı C_S 'e bağlı olarak şu şekilde hesaplanır:

$$C_{Mn} = 0,3 + 1,72 \cdot C_S$$

3.2.2 KURŞUN ETKİSİ

Talaşlı işlemeye olan olumlu etkisi II.Dünya savaşı sırasında ortaya çıkan Kurşun elemanı son 20 yıl içinde,otomat çeliği üretimi alanında önemli bir yer almıştır.Çelikte,Kükürtle birlikte bulunabildiği gibi tek başına yada diğer elementlerle birlikte de bulunabilir. Genellikle %0,15-%0,30 oranları arasında olabilen Kurşun, eriyik demirde çözülebilirliği sayesinde ince dağılmış yumuşak parçalar emülsiyonu yada yükseltilmiş Kükürt miktarlarında,sülfit kenerında birikmiş olarak bulunur.Parçacıklar çok küçük ,hemen-hemen gözardı edilebilecek kadar küçük hacimleri içerirler ve çeliğin mekanik özelliklerini, sülfitlere göre çok az etkilerler.Yüksek özgül ağırlığı (11,3 g/cm³) ve diğer yönden de yerçekimi etkisiyle çelik blok içinde bir birikme oluşturur.Bunun sonucu olarak Kurşun bataklığı görülen blok ayağı kullanılamaz.Bunun yanısıra 1720°C olan kaynama sıcaklığı,Kurşun'un alaşımlanması sırasında önemli oranda yanma kayıplarına yol açar. Son derece zehirli olan Kurşun buharının ortamdaki uzaklaştırılması ise sorun yaratır.Yeterince homojen,düzenli bir Kurşun dağılımına,uygulamada ancak yarı yada tam dinlendirilmiş dökümlerde ulaşılabilir.Dinlendirilmemiş çeliklerde görülen gaz kabarcıkları içinde yoğunlaşan Kurşun,kalıntılardan oluşan bir halka oluşturur.

Kurşun elemanı,Çeliğin sertleşebilirliğini hemen - hemen hiç etkilemez.Sertleşme derinliğinin azalması,sadece Karbonlu çeliklerde izlenebilir.Kurşun ilavesinin mekanik özelliklere zararlı etki yapmadığı,yalnızca çekme mukavemeti,akma sınırı,özgül uzama ve büzülme değerleri için değil,çentik - darbe tokluğu,değişken zorlamalara karşı mukavemet ve sürekli mukavemet değerleri için de geçerlidir.Ayrıca Kurşun,çeliğin yaşlanma eğilimini de değiştirmez,diğer yönden,yüksek alaşımlı sıcak

iş çeliklerinin ve hız çeliklerinin meneviş dayanımına bir etkisi yoktur.Kurşun ilavesinin bu çeliklerde de işlenebilirliği iyileştirmesine rağmen,meneviş sonunda sertlik ve kesme kabiliyeti aynı kalır.

Kurşun elemanının talaşlı işlemeye etkime mekanizmasını açıklayabilmek için "iç yağlama etkisi" ele alınır.Bir yönden 327°C lık düşük bir ergime sıcaklığı, diğer yönden grafitinkine yakın sürtünme katsayısı değerleri bu sonucu doğurur (15).Bu etki ayırma ve sürtünme işini düşürür ve küçük temas yüzeyli kısa-kırılğan talaş oluşumuna neden olur.Kurşun elemanı bir yandan talaş verilebilirliği önemli oranda (%20-25) diğer yandan da "yağma ağız" oluşumunu azalttığı ve stabil bir duruma getirdiği için,iş parçasının yüzey kalitesini de iyileştirir.Talaşlı işlemeye olumlu etkisini açıklayabilmek için:doku içinde ince bir dağılım gösteren Kurşun partiküllerinin erimeye başlamasıyla,bir yandan metalik bağın yumuşadığı,diğer yandan da erimeyle meydana gelen hacımsal artışı,partikülü çevreleyen demir çevrede çok eksenli gerilmelere neden olduğu göz önüne alınır.Bunun sonucu olarak da kırılğanlık ortaya çıkar.Bu noktadan hareketle,talaşlı işleme sırasındaki talaş kırılğanlığı açıklanmış olur.

Özel amaçlara yönelik olarak ıslah-otomat çelikleri de Kurşun ilaveli olarak üretilebilmektedir:örneğin, 35 S 20+Pb otomat çeliği gibi.Diğer yönden kullanma yeri ve amaçları bakımından Kükürt'e izin vermeyen Kaliteli ve Asal çelikler Kurşun ilaveli olarak üretilebilmekte ve önemli bir gereksinmeyi karşılamaktadır.

Son zamanlarda bu çeliklerin yüksek zorlamalara karşı tutumları araştırılmış ve "Kurşun Gevrekleşmesi" etkisi ortaya çıkarılmıştır. Bu etki $\sim 200^{\circ}\text{C}$ da başlamakta, Kurşun'un erime sıcaklığı dolayında bir doruk noktaya ulaştıktan sonra 450°C 'ın altındaki bir sıcaklıkta, değişik etki büyüklüklerine bağlı bir geçişim sıcaklığında kaybolmaktadır(16).

Önce Amerika ve daha sonra da Avrupa ülkelerinde önem kazanan ve gittikçe yüksek oranlarda kullanılmaya başlanan Kurşunlu otomat çelikleri gün geçtikçe yaygınlaşmaktadır. Bu arada otomat çeliklerinin dışında ıslah çeliklerine, Sementasyon çeliklerine ve hız çeliklerine de Kurşun alaşımlanması salık verilmektedir. Ancak ne var ki, uygulanmasındaki ve üretimindeki teknolojik-metalurjik zorluklar ve sorunlar nedeniyle yerli üretim programı içinde henüz Kurşunlu otomat çeliklerine yer verilmemektedir.

3.2 .3 TELLUR ETKİSİ

Peryodik sistemde Kükürt grubunda olan bu elementin, talaşlı işlenebilirliğe yüksek düzeyde olumlu etkisi 20 yıl önce A.B.D.'de keşfedilmiş ve üretim süreçlerine uygun biçimlerde kullanılmaya başlanmıştır.(6)(13) Şimdiye dek özellikle 9 SMnPb.28 çeliğinde kullanılmış ve talış verebilirlik ~%30-35 oranında yükselmiştir. Yalnızca yüksek kesme hızlarına izin vermekle kalmayıp sonderece düzgün yüzeyler vermesi nedeniyle, bu malzemenin yumuşak otomat çelikleri grubu içinde özel bir yeri vardır. Özellikle hassas parçaların talaşlı imalinde ve karmaşık işleme koşullu parçaların üretiminde bu çelik yüksek uygunluk gösterir.

Kimi araştırmacılar (26) %0,03-0,05 dolayında olabilen Tellur ilavesi etkisinin, ancak bünyede Kurşun bulunması durumunda ortaya çıktığını söylemişlerdir. Ancak ne var ki, bu sav geçerli değildir, çünkü Kurşun içermeyen Kükürt'lü yada Kükürt yanısıra diğer bazı alaşım elementlerini de içeren kaliteli ve asal çeliklere de Tellur ilave edilmekte ve iyi sonuçlar alınmaktadır. Ancak çoğu kez, Kurşun'lu tiplerinin tercih edilmesinin nedeni, Kurşunun, çelikteki diğer özelliklere hemen-hemen hiçbir etkisinin olmamasındandır. Tellur ilaveli çeliklerin, haddelenme sırasında bazı sorunlar çıkardıkları burada belirtilmelidir. Yapılan araştırmalar, çelikteki Tellur elementinin sülfitlerle bağlantılı olduğunu yada sülfidler içine yerleştiğini göstermiştir. Ayrıca, kısmen de, düşük sıcaklıkta eriyen ayrı fazlar şeklinde (MnTe, FeTe, PbTe) ortaya çıkmışlardır. Bunların erime sıcaklıkları, ~850° C dolayında bulunduğundan tane sınırı oksidasyonuma ve kızıl kırılgenliğe neden olurlar. Bu tür sorunlar, Manganele yardımı ile yok edilemezse, geniş oranda bastırılabilir.

Tellur ilaveli çelikler, metallografik olarak derli toplu ve iri slfidit oluşunları ile belirgindirler. Bu slfiditler hadde işleminden sonra bile çok az bir uzama gösterirler, yaklaşık elipsoid formlarını korurlar.

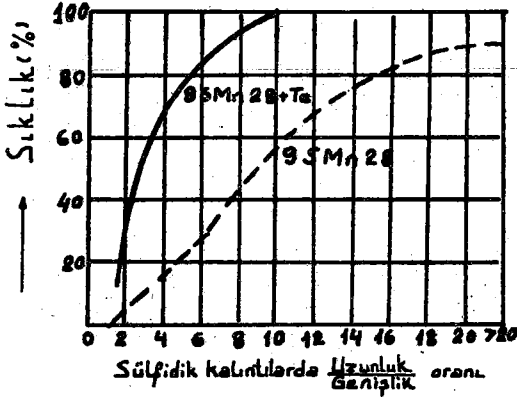


Dağlanmamış 200X

Dağlanmamış 200X

Resim 3.7.

9 SMn28Te eliğinde, sülfidik kalıntılar hadde işleminden sonra da eliptik formlarını korumuşlardır. (Boyuna kesit)



Sekil 3.12

9 SMn 28+Te ve 9 SMn 28 çeliklerinde sülfidik kalıntıların nitel değerlendirilmesi (%0,05 Te)

Talaşlı işlemede Tellur'un etki mekanizması, Tellur içeren fazların yüksek sınır yüzeyi aktivasyonu ile açıklanır. Sözü edilen sınır yüzeyi aktivasyonunun, takım ağzı önünde ilerleyen mikro çatlak oluşumunu kolaylaştırdığı ve böylece makaslanma direncini düşürdüğü kabul edilir. Ayrıca yığılma ağzının stabilleşmesi ile yüzey kalitesinin yükselmesi ve ortalama yüksekliğin düşmesi de azalan kaynak olma eğiliminin bir sonucudur. Dolayısıyla, yüzey kalitesi duyulur düzeyde olumsuz yönde etkilenmeksizin, gerek kesme hızının ve gereksede ilerleme miktarının arttırılmasıyla, Kükürt-Kurşun-Tellur içeren çeliklerin talaşlı işlenebilirlikleri yükseltilebilir.

3.2.4. WISMUT ETKİSİ

Peryodik sistemde Kurşun'a yakın olan Wismut elemanının etkisi de Kurşununkine benzemekte ve %0,05-%0,10 miktarları yeterli olmaktadır. Son zamanlarda, Kükürt - Kurşun alaşımlı yumuşak otomat çeliklerini, ayrıca Wismut ile alaşımlama eğilimi ortaya çıkmıştır. Kezme Kuvveti ve sürtünme ölçmeleri deneylerinden alınan sonuçlara göre, böylesi bir alaşımı içeren çeliklerde oluşan, ince dağılımlı Kurşun-Wismut kalıntılarının "iç yağlama" etkisi arı kurşununkinden daha fazladır. Otomat çeliğinin diğer özellikleri olumsuz yönde etkilenmedikleri sürece, Wismut ilavesi yardımı ile, takım ömrünü uzatmak ve yüzey kalitesini iyileştirmek mümkündür. Bu çeliklerin talaşlı işlenebilirlikleri hakkında ayrıntılı ve doyurucu bilgiler henüz yetersizdir. Ancak gelecek yıllarda, Wismut ilaveli otomat çeliklerinin üretiminde ve kullanılmalarında önemli gelişmelerin olacağı umulmaktadır.

3.2.5 SELEN ETKİSİ

Mangansülfid ve Manganselenit her durumda tam karışık kristal ile katılan bir sistem oluşturlar. (Şekil 3.13).Yapılan deneylerden alınan bilgilere göre: Se ilavesi, MnS'in sertliğini oda sıcaklığında önemli oranda yükseltmemektedir. Bu nedenle Se elementinin, Kükürt ile ikame edilmesi durumunda, Kükürt bağlantılı kalıntılarda şekil alabilirlik duyulur düzeyde etkilememesi beklenir. G.S.Mann ve L.H. van Vlack (49) tarafından yapılan deneyler, 250° C üzerinde, MnSe sertliğinin MnS'e göre daha yüksek olduğunu göstermiştir.

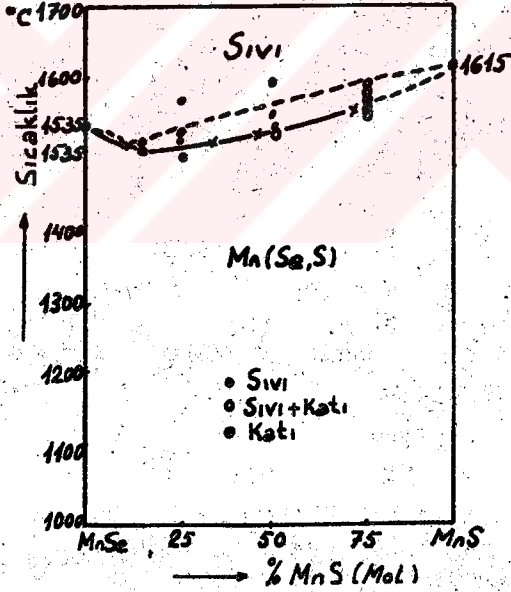
Selen elementinin çeliklerdeki etkisini ayrıntılı veren deneyler E.Almand (39) tarafından yapılmıştır: %0,15 C, %1,0 Mn, %0,05 Si ve %0,35 S 'lü çelik bazık astarlı SM-ocaklarında eritilmiş, potada Si ve Al ile dezokside edilmiş ve kokiller içinde değişik oranlarda Selen ilave edilmiştir. Daha sonra bloklar 35:1 oranında çekilerek yuvarlak kesitli çubuklar şeklinde haddelenmiştir. Selen içeren ve içermeyen kalıntıların şekil değiştirme sonunda farklı miktarlarda uzadıkları saptanmıştır. Selen içermeyen kalıntılar, en düşük şekil değiştirme mukavemetini gösterirken, %0,025 ve %0,035 Selen içerenler en yüksek değerleri vermişlerdir. Aynı durum, çentik-darbe tokluğundaki eşyönsüzlüğün değişiminde de görülür. En düşük eşyönsüzlük, %0,025 ve %0,035 selen için ortaya çıkmıştır. Bu çelikteki çentik-darbe tokluğu Enine/Boyuna oranı %80 'e kadar yükselmiştir. (Şekil 3.14).

Kalıntı formları izlendiğinde %0,025 ve %0,035 Se içeren tiplerde, ayrıışan Mangansülfoselenidlerin çok az şekil değiştirdiği görülmüştür. Mikrosonda ile yapılan

araştırmalar, kalıntılarda %10 ile %40 arasında Selen bulunabileceğini göstermiştir. E. Almand tipik iki kalıntı bileşimi vermiştir:

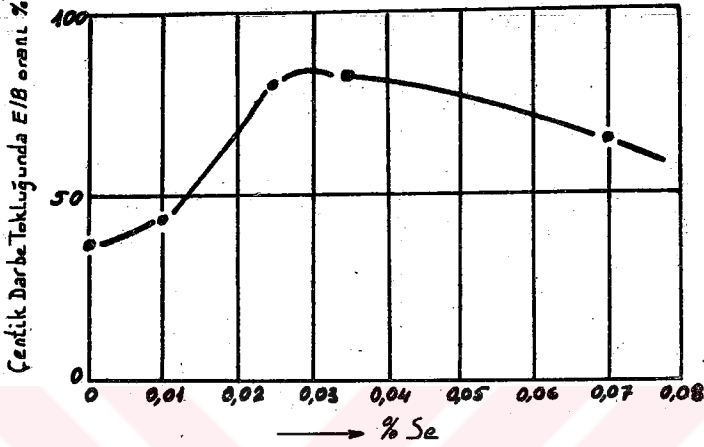
- a) %52 Mn %6 S %41 Se %1 Fe
b) %60 Mn %27 S %21 Se %2 Fe

Sonuç olarak, MnSe'nin yüksek sıcaklıklarda düşük ġekil alabilirlik özelliği gösterdiği ve Slfo-selenidlerin, arı MnS'lere göre daha az uzama kabiliyetli oldukları ortaya çıkmıştır. Selen ilavesi ile Kükürt bağlantılı kalıntıların ġekil alabilirliğinin düşmesi yüksek sıcaklıklarda oluşan karışık kristallerin pekleşmesi ile açıklanabilir.



Sekil 3.13

MnSe-MnS Sistemi (42)



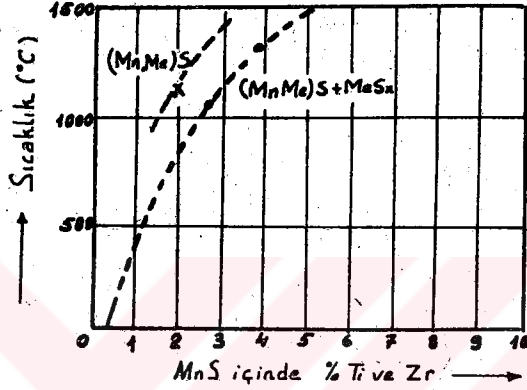
Sekil 3.14

%0,18 C'lu çelikte,Selen miktarının Çentik-darbe mukavemetinde E/B oranına etkisi (40)

3.2.6 TİTAN ETKİSİ

Pek çok araştırmada Titan elementinin mukavemet ve tokluk özelliklerine etkime biçiminin, çelik bileşimine ve ilave edilen Titan miktarına bağlı olduğu saptanmıştır. Titan'ın MnS kafesine girmesi enine çentik darbe tokluğunu çok az etkilerken, stabil karbosülfitlerin($Ti_4C_2S_2$) oluşumu aynı değeri nisbeten daha yüksek düzeyde arttırmaktadır. Bu karbosülfitler, haddeleme ve dövme sıcaklıklarında çok yüksek şekil değiştirme mukavemeti gösterirler(37). Mikroanaliz yardımı ile yapılan ölçümlerde, MnS kafesi içinde çözülebilir Titan miktarının 900° - 1000° C sıcaklıklarında

%2 yi aştığı görülmüştür. (Şekil 3.15; R. Kiessling ve N. Lange). (27).



Şekil 3.15

Kübik Mangansülfidlerde içinde MeSx
çözünürlüğü

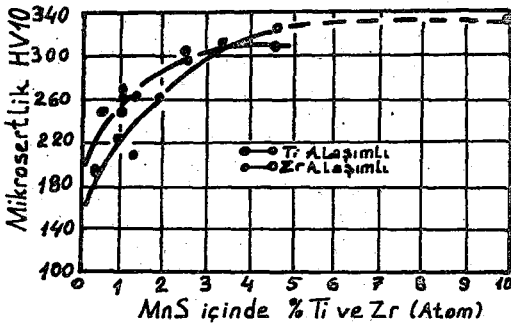
Titan'ın sülfidler içine girmesiyle, tıpkı Manganın Demirle ikame edilmesi durumunda karşılaşıldığı gibi, bir karışık kristal pekleşmesine neden olduğu görüşü literatürde çok savunulmuştur(2).

Yapılan deneylerde, toplam düşük Titan miktarlarında bile kükürt bağlantılı kalıntıların bünyesinin iki fazlı olduğu görülmüştür. MnS tanelerinde ince ayrışmalara ve tane sınırlarında ötektik yada ötektoid yapılara rastlanmıştır. Söz konusu konsantrasyon parçalanmasını yok edebilmek için aynı numuneler çok hızlı soğutulmuşlardır. Bu durumda ince bir kenar bölgesinde, ışık mikroskopuyla homojen olarak algılanan bir yapıya ulaşılmıştır. Bu bölgede ölçülen sertlikler, Titan miktarına bağlı olarak Şekil 3.16 'da, Zirkon ilaveli sülfidlerde ölçülen değer-

lerle birlikte verilmiştir. Yükselen Titan miktarı ile mikrosertlik yaklaşık %4 Titan (Atomca) Konsantrasyonuna kadar yükselmekte, daha yüksek miktarlarında ise hemen-hemen değişmemektedir.

Tavlama ve ani soğutma deneyleri, ayrışmaların sayısının ve dağılımının sülfidlerin mikrosertliğini önemli oranda etkileyen bir faktör olduğunu göstermiştir. Bu nedenle karışık kristal pekleşmesinin yanısıra ilk planda (Mn,Ti)S ve TiSx konsantrasyon parçalanması (Mn,Ti)S tipindeki Titan içeren sülfidlerin yüksek şekil değiştirme mukavemetinden sorumlu tutulur.

Düşük Titan içeren çeliklerde yüksek Titan konsantrasyonlu primer (Mn,Ti)S ayrışır(37). Düşük Oksijen miktarlı çeliklerde Tip II sülfidleri oluşur ve bu arada primer tane sınırlarında dizili kalıntıların Tip III sınıfından olduğu görülür (Tip I, II ve III sülfidleri kısım 4'de ayrıntılı verilmiştir).



Şekil 3.16

Ti ve Zr elementlerinin oda sıcaklığında sentetik sülfidlerin mikrosertliğine etkisi(23).

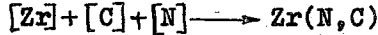
3.2.7 ZİRKON ETKİSİ

%0,16'ya kadar Zirkon içeren otomat çeliklerinin laboratuvar koşullarında elde edilen eriyiklerinde yapılan araştırmalarda, (Mn,Zr)S 'lerde Zr konsantrasyonunun, çok hızlı bir soğuma ve artan toplam Zr miktarı ile sürekli yükseldiği görülmüştür.

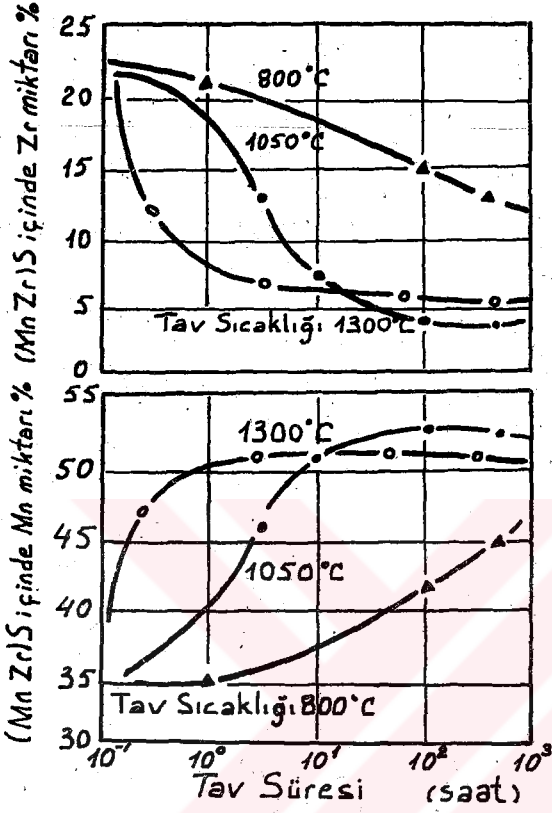
Zr içeren otomat çeliği numuneleri 800°-1300° C sıcaklıkları arasında bir ısıl işleme alındığında, sülfitlelerdeki Zr miktarının azaldığı, buna karşılık Mn miktarının arttığı izlenmektedir. Numuneler 1300° C sıcaklıkta ~10 saat, 1050° C 'da ~ 100 saat tavlandığında, Mn/Zr oranı sıcaklığa bağlı olarak bir dengeye ulaşır. Sülfitle primer tane sınırlarına dizilirler ve bunlar yüksek bir büyütme oranı ile izlendiklerinde, köşeli bir formda oldukları görülür. (Tip II ve III). Şekil 3.17 de belirtilen reaksiyonlar aşağıdaki gibi gelişir:



Yukarıdaki reaksiyona göre serbest kalan Zirkon, Zr(N,C), ZrS_x yada Zr₄S₂C₂ şeklinde bağlanır ve bu arada Alüminyum nitrid'e yüksek ilgisinden dolayı Azotu birlikte çeker.



Sülfitlelerin sertliği, lif uzunlukları ve bunun yanısıra Zr alaşımlı bir otomat çeliğinin çentik-darbe mukavemetindeki enine/boyuna oranı Şekil 3.18 'de verilmiştir. Yaklaşık %0,04-0,05 dolayında bulunan bir Zr sınırından sonra, işletme koşullarında eritilmiş bir çelikte, sülfitle boyplarının önemli oranda azaldığı ve enine yönde çentik-darbe tokluğunun şiddetli bir yükseliş gösterdiği görülmüştür. (22)(23)(24)(48)(50)(51).

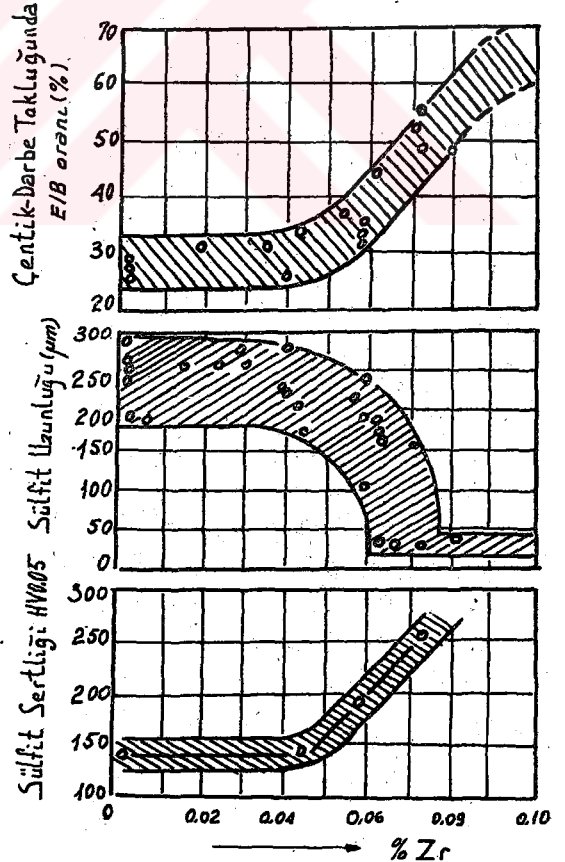


Sekil 3.17

(Mn,Zr)S içinde, Zr ve Mn arasında değişim reaksiyonu.

Sekil 3.18

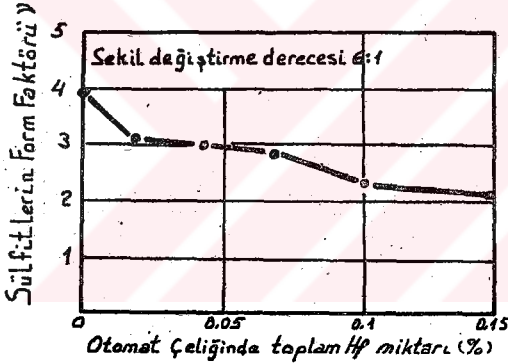
Zirkon miktarının sülfid sertliğine, sülfid uzunluğuna ve çentik-darbe tokluğundaki E/B oranına etkisi.



3.2.8 HAFNIYUM ETKİSİ

Hafniyum elementinin, Kükürt bağlantılı kalıntıların oluşumunu etkileri üzerine bilgiler bugün için doyurucu olmaktan uzaktır. %0,16 'ya kadar Hafniyum içeren otomat çeliklerinde yapılan araştırmalarda aşağıdaki karakteristikler ortaya çıkmıştır.(24)

a) Artan toplam Hafniyum miktarı ile Mangansülfidlerin Form faktörleri 1'e yaklaşır. Diğer bir anlatımla, Hafniyum içeren sülfidlerin şekil alabilirliği düşüktür (Şekil 3.19).

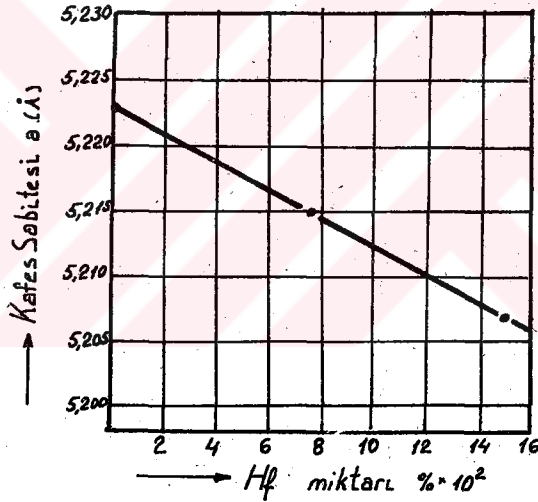


Şekil 3.19
Hafniyum miktarının
sülfidlerin şekil ala-
bilirliğine etkisi(24)

b) MnS'ler yanısıra şiddetli bir kompleks bağlantı oluşumu izlenir. (H. Kudielka ve H. Rodhe). Kompleks bağlantılar o denli yüksek konsantrasyonlarda Azot içerirlerki, $Hf_2(Fe, Mn)(C, N)_2S$ bileşimli bağlantıların oluştuğu görülür.

c) Hafniyum ilavesi durumunda, Ti ve Zr elementlerinde de izlendiği gibi Tip I den (küresel) Tip III'e (köşeli) doğru bir geçiş izlenirse de, bu geçiş Ti ve Zr'da olduğu kadar belirgin değildir. Genellikle Tip II karakterinde olan kükürt bağlantılı kalıntılar primer tane sınırlarında bulunurlar.

d)Ti ve Zr ilaveleri durumunda Manganeli sülfitlerde kanıtlanarak değişim reaksiyonları Hafniyum ilavesi durumunda da geçerlidir.Yükselen toplam Hafniyum miktarı ile MnS'in kafes sabitesinin değişimi buna kanıttır(Şekil 3.20). G.Jackel'in deneylerinden görülebileceği gibi yavaş soğuma sonucunda,çok sert ve yüksek sıcaklıklarda bile şekil değiştiremeyen Hf(N,C) den oluşan bir zarf,hemen-hemen Hf içermeyen Mangansülfitler etrafında oluşur.



Şekil 3.20

Farklı oranlarda Hf içeren otomat çeliklerinde Mangansülfit'e ait kafes sabiteleri.(24)

3.3 OTOMAT ÇELİKLERİNDE KATIŞKILARIN VE ALAŞIM

ELEMANLARININ ETKİLERİNE TOPLU BAKIŞ

Çelik Özellikleri	C	S	P	Si	O	Mn	Pb	Ti
Çekme muk.	●	X	●	●	X	●	X	●
Akma sınırı	●	X	●	●	—	●	X	●
Elastiklik sınırı	●		●	●	—	●	●	—
Kopma uzaması	—	—	X	●	X	●	●	●
Çentik-Darbe muk.	—	—	X	●	—	●	●	—
Sertlik	●	●	●	●	●	●	X	●
Karbür oluşt.eğl.	●	X	X	X	X	X	X	●
Birikme eğilimi	●	●	●	—	●	—	●	—
Dezok. ve dinl.et.		X	●	●	—	●	X	●
γ-Bölgesi gen.et.	●	—	—	—	—	●	—	—
Soğukta şekillen.	—	—	—	—	—	—	●	●
Sıcakta şekillen.	—	—	●	—	—	—	X	—
Tokluk özellikleri	—	—	—	—	—	X	●	●
Erg.Kaynağı elv.	—	—	—	—	—	—	X	●
Sıcakte ve kızıl.	X	●	X	X	●	—	●	—
Talaşlı işlenebi.	—	●	●	—	●	—	●	—

Açıklamalar: ● ● ● = Değişik oranlarda yükseltici etki

— — — = Değişik oranlarda azaltıcı etki

X = Etki saptanamamıştır

Boş Alanlar = Henüz bilinmemektedir

Birden fazla işaret = Etki durumu, miktara ve koşullara göre değişmektedir.

Not: Etkileri henüz araştırma evresinde olan elemanlar çizelgeye alınmamıştır.

4. ÇELİKTE SÜLFİT FORMU

Sülfitlerin otomat çeliklerindeki etkilerini daha sağlıklı inceleyebilmek için farklı sülfid tiple-
rinin göz önünde bulundurulması gerekir.

Tip I

Çelik içinde, pozitif birikme bölgelerinde düzgün bir dağılım gösteren ve yüksek şekil değiştirme mukavemeti özelliği bulunan küresel sülfidler.

Tip II

Primer tane sınırlarında zincir şeklinde dizilen ve Tip I'e göre daha düşük şekil değiştirme mukavemetinde olan sülfidler.

Tip III

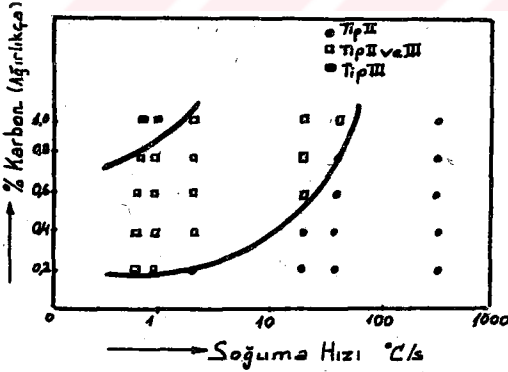
Köşeli formda olan ve matrix içinde düzenli bir dağılım gösteren sülfidler. Literatürdeki verilere göre Tip III sülfidlerinin mukavemetleri çok düşüktür.

Deneylerde, MnS'lerde izlenebilen Tip I, II ve III için oluşum nedenleri araştırılmıştır. Genel olarak, oluşum formunu saptayan etkenlerin özellikle dezoksidasyon derecesi ve bunun yanısıra çeliğin analizi olduğu kabul edilir.

W. Dahl ve araştırma ekibinin iddiasına göre Tip I ve Tip II nin oluşum koşulları, önemli oranda, serbest oksijen miktarına bağlıdır. (1). Yazarın görüşüne göre oksijen miktarı %0,01 sınırı altında olduğunda yalnızca Tip II sülfidleri görülür. Buna karşılık %0,01 ile %0,02 aralığında Tip II'den Tip I'e geçiş izlenir. Nihayet %0,02 den daha yüksek O₂ miktarları için yalnızca Tip I sülfidleri oluşur.

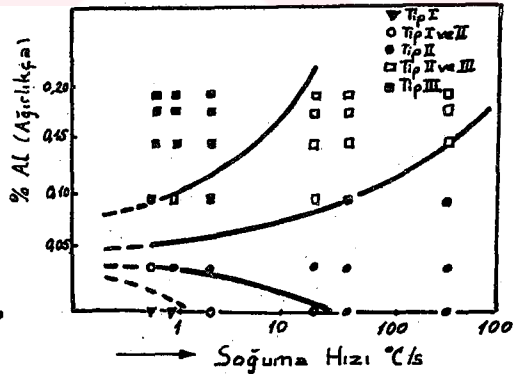
Tip III sülfidlerinin oluşumu için belli C ve/veya Si miktarlarının bulunması gerekir, ayrıca yüksekçe bir Al ilavesi olmalıdır. Tüm bunlar P.P.Mohla ve J.Beech tarafından yapılan çok sayıdaki deneylerle kanıtlanmıştır. (18) Deneyler sırasında, bileşimin yanısıra, eriyik kütleinin soğuma hızı da önemli rol oynamıştır. Şekil 4.1a ve 4.1b'de yaklaşık %1,0 Mn , %0,05-0,06 S ve değişik oranlarda karbon ve Alüminyum içeren çeliklerde değişik sülfid formları gösterilmiştir. Buradan şu sonuçlar çıkarılabilir:

- %0,2 den daha yüksek Karbon miktarlarında ve gelişigüzel soğuma hızlarında yalnızca Tip III ve II sülfidleri oluşmaktadır (Şekil 4.1a)
- Aynı durum yüksek silis miktarları ve çok yüksek soğuma hızları için de geçerlidir.
- Yüksek oranda Alüminyum ilaveleri (%0,1) ve yavaş bir katılaşma için Tip III sülfidleri ortaya çıkar. (Şekil 4.1b)



Şekil 4.1a

Karbon miktarının ve soğuma hızının, sülfidlerin ayrışma formuna etkisi (18)



Şekil 4.1b

Alüminyum miktarının ve soğuma hızının, sülfidlerin ayrışma formuna etkisi (18)

d) Tip I şeklindeki küresel sülfidler, yalnızca düşük soğuma hızlarında ve çok düşük Al- dolayısıyla Si miktarlarında görülür.

W.Dahl ve araştırma grubuna göre (1), Si ve Al ile dinlendirilmiş çeliklerde (yüksek Al ve Si ilaveli) Tip II ve Tip III sülfidleri ayrışır. Bu durum Karbon ve Silis elemanlarının çok düşük değerlerde olmasında bile geçerlidir. (19)(20)(21). (Alüminyum ve Silis bakımından zengin sülfidler)

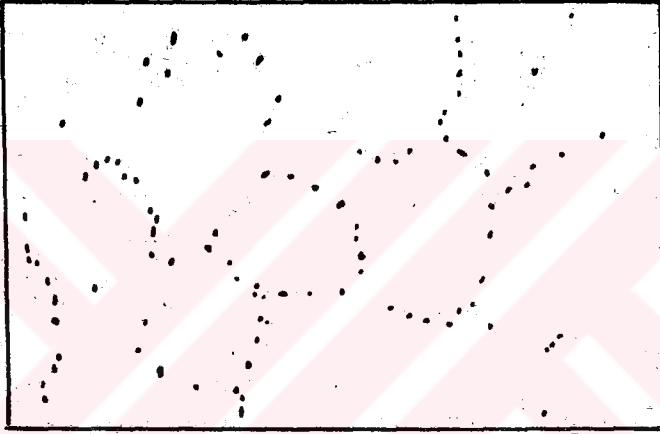
Alüminyum ile tam dinlendirilmiş çeliklerde görülen Tip II sülfid ayrışmalarının yanısıra dikkatli bir izleme küresel Tip I sülfidlerinin ve ayrıca, kısmen de Tip III sülfidlerinin varlığı ortaya çıkar. Yüksek büyütmelerde küresel ayrışmaların yanında köşeli formda sülfidler ötektik düzen içinde (tane sınırlarında) görülürler. Sülfidlerin dış görünümünün şekil değiştirme mukavemeti için karakteristik bir faktör olup olmadıkları sorusu bu noktada özel bir önem kazanır. Ayrıca Titan yada Zirkon gibi alaşım elementlerinin ilaveleri durumunda çok yüksek şekil değiştirme mukavemetli Tip III sülfidlerinin oluşup oluşmayacağı araştırmaya açık bir konu olarak ortaya çıkar.

Sülfid tiplerinin birbirinden ayırdedilebilmesi için kabul edilen adlandırma yöntemi (Tip I, II, III) konuyu yeterince açıklayamadığı kuşkusudur. Örneğin: sözü edilen üç tip sülfidlerden herbirinde birbirinden farklı ve kısmen de çok fazla kalıntılar söz konusu olabilir. Aşağıda sözü edilecek kalıntılar Tip I sülfidlerinden sayılırlar:

a) Mn atomlarının substitution yoluyla demirle yer değiştirdikleri yada Kükürtün oksijenle ikame edildiği MnS kalıntıları.

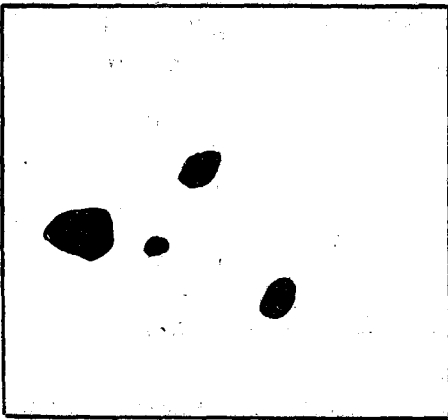
b) MnS yanısıra ikinci bileşen olarak MnO ve /veya FeO , Mn silikatlar ve /veya Fe silikatlar, veya Al bağlan-
tılarının görüldüğü iki fazlı kalıntılar.

Yapılan araştırmalar, sülfid tiplerinin yalnızca kimya-
sal bileşime yada soğuma hızına bağlı olarak ortaya çık-
madığını, ayrışma sırasında pek çok koşulun da bu formları
etkilediği görüşünü pekiştirmiştir.



a) *Tip II kalıntılarının görüntüsü*

200X



b) *Tip I ve III kalıntıları (Yüksek Büyütmede)*

4500X

Sekil 4.2

Tip I , II , III formlu sülfidler.

W.Dahl ve arkadaşları geniş araştırmalar sonucu bazı görüşlerini tartışmaya açmışlardır:

"Tip I sülfidleri, formlarından da kanıtlanabileceği gibi, sıvı demir içinde sıvı bir faz oladık ayrışır. Sıvı Mangansülfid damlacıklarının ayrışması, primer demir kristalleşmesinden sonra başlar. Böylece bu tür sülfidlerin, Oberhofer dağılması ile görüldüğü gibi, pozitif ayrışma bölgelerindeki düzgün dağılımı açıklanmış olur. Tip I sülfidlerinin kimyasal bileşiminden hareketle, pek çoğunun, düşük miktarda nokta formu oksitler içerdikleri söylenebilir. Ayrıca Tip I sülfidlerinin bir miktar da çözülmüş oksijen içermeleri mümkündür.

Oksijenden arındırılmış eriyiklerde ayrışmaların oluşumu ve tane sınırlarında bulunan Tip II sülfidlerinin ayrışması (Fe-MnS sisteminde) izlendiğinde, önce demir kristallerinin ayrıştığı ve eriyiğin, Mangansülfid bakımından gittikçe zenginleştiği görülür. Ötektik noktaya ulaşıldığında sülfidler, primer tane sınırlarında Tip II formu ile katılaşır.

Araştırmalar, Tip III sülfidlerinin kimyasal bileşimlerinin, çelikte yüksek oranda Si yada Si ve Al bulunması durumunda bile etkilenmediğini göstermiştir. Bu durumlarda, çözülmüş oksijen içermeyen Mangansülfidler ortaya çıkar. Tip III sülfidlerinin köşeli formları ve düzgün dağılımları, bunların eriyik içinde kristalın katılaşmasını gösterir".

Sülfid formunu, alaşım bileşimine göre açıklamaya çalışan deney sonuçlarına dayanarak, ayrışma formu ile, ayrışmanın gerçekleştiği zaman noktası arasında sıkı bir ilişkinin olduğunu söylemek mümkündür.

Brüt Formülleri (Mn,Me) S olan sülfidlerin oluşumu için geçerli olan denge sayısı,arı MnS'inkinden farklıdır. Bu nedenle,sülfidlerin ayrışma sıcaklığı,artık eriyiğın sıvılaşıma ve katılaşıma sıcaklıkları arasında bir ötelenmeye uğrar.Böylece sülfidlerin yerel ayrışma zamanı da değişir (artık eriyiğinki değişmez).Önceki araştırmaların da ortaya koyduğı gibi (26) (27) bu durum,sülfidlerin formunu ve dağılımını etkiler.

Sülfidlerin oluşum formlarından hareket ederek, C.E.Sims ve ekibi (19) (21) ayrışma sırasında,sınır yüzeyi problemlerinin göz önünde bulundurulması gerektiğini açıkça ortaya koymuşlardır.

F.F.Halden ve F.Kingery (38),ayrıca R.A.Karasev ve A.M.Samarin (39),sıvı demirin yüzey geriliminin,oksijen ilavesi ile şiddetle azaldığını göstermişlerdir.Kükürt ve Azot elementlerinin etkileri de Oksijeninki gibi olurken, Karbon ,Mangan,Silisyum ve Fosfor elementlerinin bu yöndeki etkileri göz ardı edilebilecek kadar küçüktür.Ayrıca Selen ve Tellur elementlerinin de,Oksijen ve Kükürt'e benzer biçimde şiddetli tensioaktif etkisi olduğu bilinmektedir.

Literatür verileri değerlendirildiğinde,Oksijen, Kükürt,Selen yada Tellur elementlerinin yüksek konsantrasyonlarının olması durumunda yuvarlak formu sülfidler (artık eriyik içinde),sözü edilen elementlerin yokluğu durumunda ise,köşeli formu sülfidlerin ortaya çıktığı görülür.Sonuç olarak;Çekirdek oluşumu,Çekirdek gelişmesi, ayrışmalar ve sınır yüzeyi problemleri arasında karmaşık bir etkileşmenin olduğu söylenmelidir.

5. KÜKÜRT BAĞLANTILI KALINTILARDA

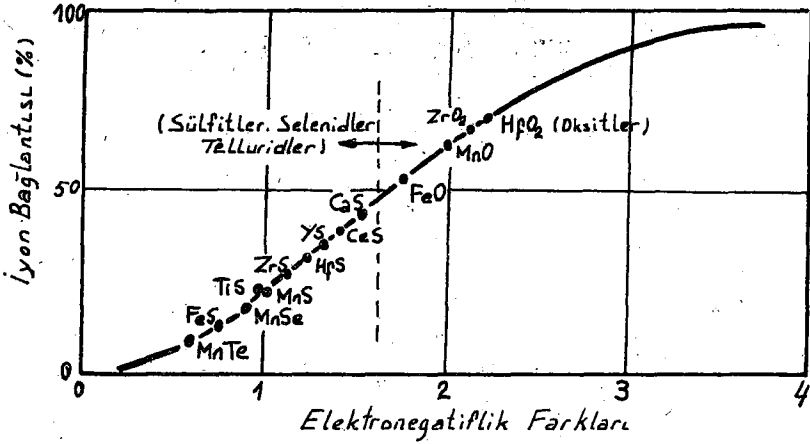
BAĞLANTI ŞEKİLLERİ

Kükürt bağlantılı kalıntılarda tek anlamlı bir bağlantı karakteri görülmez.Çoğu durumlarda,metalik ve kovalent bağlantıların yanısıra yüksek oranda iyon bağlantısı izlenir.Bu nedenle Kükürt bağlantılı kalıntılardaki bağlantı enerjisi,arı kovalent bağlantılılardan daha yüksektir.İyon bağlantısının etki oranını saptayabilmek için izlenen bir yol,bağlantıya katılan atomların elektronegatiflikleri arasındaki farkın saptanması yöntemidir.Böylece bir atomun,bir molekül içinde elektronları hangi şiddet düzeyinde bağladığı nitel olarak ortaya çıkarılabilir.

Bir bağlantının iyon karakteri için L.Pauling (62) aşağıdaki eşitliği önermiştir:

$$\text{İyon Karakteri} = 1 - \exp \left[-\frac{1}{4}(X_A - X_B)^2 \right] \quad [1]$$

Yukarıdaki eşitlikte X_A ve X_B , A ve B elementlerinin elektronegatifliklerini belirtir.Bağlantıya göre $(X_A - X_B)$ farkı büyüdükçe iyon bağlantısı karakteri artar.Şekil 5.1'de değişik Kükürt bağlantılı kalıntılardaki iyon bağlantısı derecesi gösterilmiştir. Ayrıca Selen, Tellur bağlantıları ve Oksitler için. Görüldüğü gibi,geçiş metallерinin Kükürt ile yaptıkları bağlantılar (FeS, MnS), IVa ve özellikle IIIa grubundaki elementlerin Kükürt bağlantılarına göre (TiS, ZrS, HfS, YS, CeS) daha düşük iyon bağlantı karakteri gösterirler.Ayrıca oksitlerin iyon bağlantı derecelerinin,Kükürt bağlantılı kalıntılardakine göre daha yüksek olduğu izlenmektedir.



Sekil 5.1

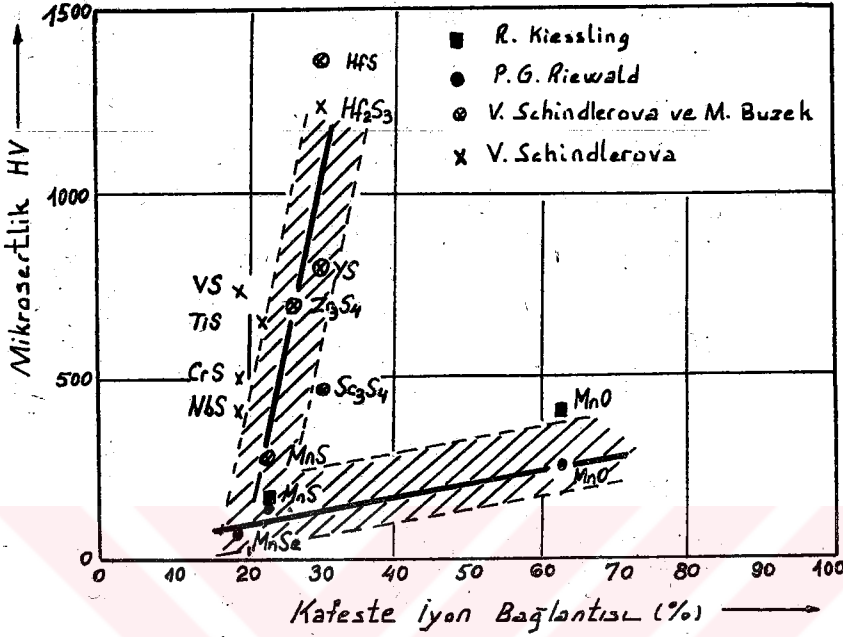
Elektronegatifliğin fonksiyonu olarak bir fazın iyon karakteri

Bağlantı şekillerinden hareket ederek, Kükürt bağlantılarının mukavemet tutumları üzerine isabetli sonuçların elde edilebileceğini P.G.Riewald (35), R.Kiessling ve N.Lange (28) ayrıca V.Schindlerova ve M.Buzek (40) adlı araştırmacıların yaptıkları mikrosertlik deneylerinin değerlendirilmelerinden görmek mümkündür. (Şekil 5.2).

Bu duruma göre aşağıdaki sonuçlar çıkarılabilir:

a) Artan iyon bağlantısı derecesi ile, Mangan'ın VIb grubundaki elementlerle (Se, S, O₂) yaptığı bağlantılarda sertlik oda sıcaklığında yükselir.

b) Peryodik sistemin ilk sırasındaki elementlerin oluşturduğu kübik olmayan Kükürt bağlantıları (VS, TiS, CrS) nisbeten yüksek sertlikte (400-750 kp/mm²) kovalent bağlantılar oluştururlar. IIIa ve IVa gruplarındaki elementlerin (Sc, Y, Zr, Hf) Kükürt ile yaptıkları bağlantılar ise NaCl'deki kübik yapıda olup yüksek oranda iyon bağlantısı oluştururlar ve mikrosertlikleri önemli derecede yükselir. Bu arada sözü edilen elementler, imalat çeliklerinde oksisülfürler ve karbosülfürler oluşturma eğilimi gösterirler.

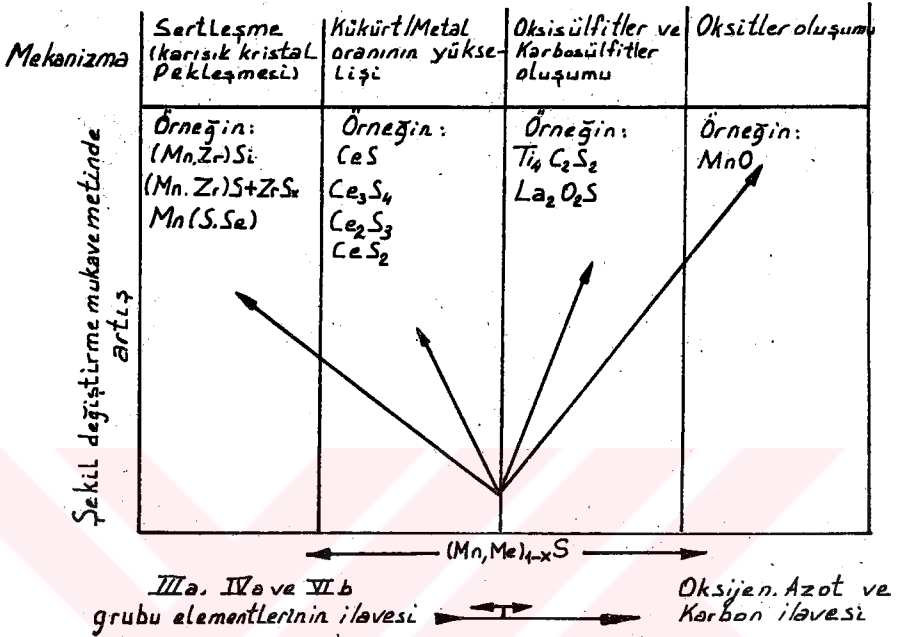


Sekil 5.2

Oda sıcaklığında iyon bağlantısı ve mikrosertlik.

W.Zachariasen (30), özellikle IIIa grubundaki elementlerin Kükürt bağlantılarını incelemiş, MnS kafesindeki Kükürt atomları arasında kovalent bir bağlantının olduğu ve bunun yanı sıra Metal-Kükürt atomları arasında ise iyon ve metalik bağların karışımı olduğu noktada L.Pauling (31) ile görüş birliğine varmıştır. Kükürt/Metal oranı düşükse, metalik bağ oranı o denli yüksek olacaktır.

Sülfidlerin birim hücrelerindeki Kükürt miktarı yükseldikçe, iyon bağlantısı oranı artmaktadır, çünkü Kükürt atomları, yüksek kovalent bağ eğilimleri nedeni ile elektron yoğunluğunda bakışsız bir dağılıma neden olurlar. Bu durum Metal/Kükürt atomları arasında iyon bağlantısının artmasına ve bu arada metalik bağlantının azalmasına neden olur.



Sekil 5.3

Çelikteki kalıntıların, özellikle sülfitlerin mukavemetlerinin yükselmesine ait olanaklar.

Şekil 5.3'de sülfitlerin ve oksitlerin mukavemeti yükselten rolleri izlenmektedir (Şekildeki oklar, mukavemet artış derecesini şematik olarak vermektedir. Değerlendirme nitel karakterdedir). IIIa ve IVa gruplarındaki elementlerin alaşımlanması ile, Kükürt bağlantılı kalıntılardaki mukavemet değerleri aşağıdaki nedenlerden dolayı yükselir:

- Kükürt/Metal oranının yükselmesi
- Oksisülfitlerin yada diğer karmaşık bağlantıların oluşumu
- Kükürt'ün Oksijen ile ikame edilmesi (1232°C'da MnS içinde max. %1,7 O₂ çözülebilir)
- Mangan elementinin IIIa ve IVa gruplarındaki elementlerle ikame edilmesi ile karışık kristal pekleşmesi yada ayrışma sertleşmesi.

6. SOĞUMA HIZININ SÜLFİT BÜYÜKLÜĞÜ VE

SÜLFİT ADEDİNE ETKİSİ

Soğuma hızının sülfidik kalıntılara, özellikle bunların büyüklüğüne etkisi K.Schwerdfeger (26)(27) tarafından ele alınmıştır. Oluşan kalıntıların büyüklüğü ve adedi, sülfid kalıntılarının yerel ayrışma zamanı θ_p 'ye göre bulunmuştur. K.Schferdfeger'e göre

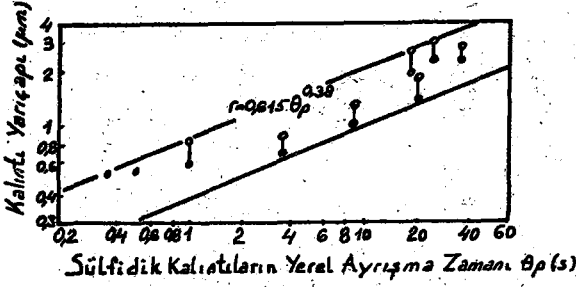
$$\theta_p = t_e - t_p \quad \text{dir} \quad [1]$$

Bu eşitlikte t_p , MnS'in oluşumunun son bulunduğu zaman noktasını ve t_e ise, bir hacim elemanının katılaşmaya başladığı zaman noktasını tarif eder. Adı geçen araştırmacı(26) bazı basitleştirmelerle, kalıntıların yarıçapları, ayrışan MnS'lerin adedi ve yerel ayrışma zamanı θ_p arasında bir bağıntı bulmuştur. Yarıçap ve parçacık adedi bağıntılar şu şekildedir:

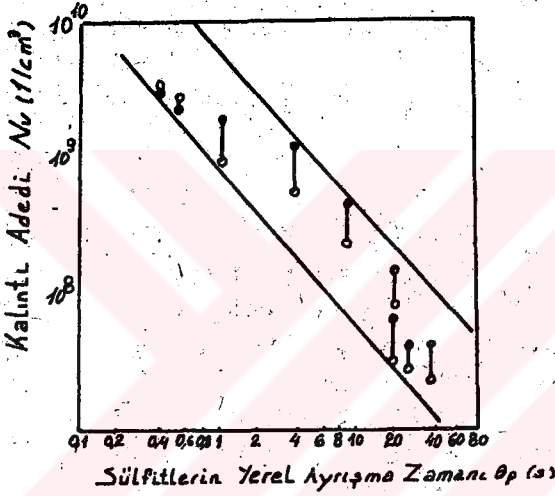
$$r = 0,615 \cdot \theta_p^{0,39} \quad [2]$$

$$\text{ve} \quad N_v = \frac{2,03 \cdot 10^9}{\theta_p^{1,17}} \quad [3]$$

Bu denklemde N_v , birim hacim içinde ayrışan sülfidlerin adedini vermektedir. K.Schwerdfeger tarafından hesaplanan değerler sülfidlerin yarıçaplarının, artan yerel ayrışma zamanı ile üstel bir fonksiyon şeklinde büyüdüğünü göstermiştir. Bu arada, uzayan ayrışma zamanı ile oluşan MnS adedinin azaldığı görülmüştür (Şekil 6.1 ve Şekil 6.2).



Şekil 6.1
Kalıntı yarıçapı ile sülfiditlerin yerel ayrışma zamanı arasındaki hesaplanan fonksiyon (26).



Şekil 6.2
Sülfidit kalıntılarının adedi ile p yerel ayrışma zamanı arasındaki ilişki (9 SİM 28).

θ_p 'nin saptanması için aşağıdaki işlem uygulanır:

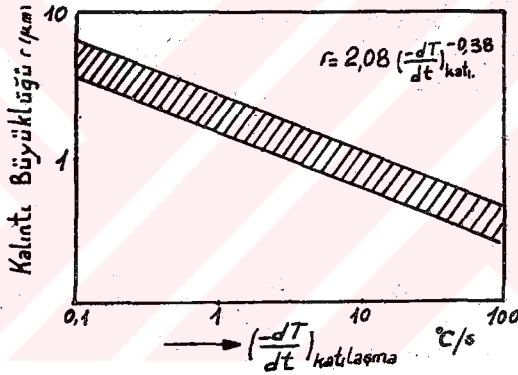
$$\theta_p = \frac{(1 - f_{sp})}{\left(-\frac{df}{dT}\right)_s - \left(-\frac{dT}{dt}\right)} \quad [4]$$

Bu eşitlikte katılaşma sıcaklığındaki soğuma hızı $\left(-\frac{dT}{dt}\right)_{\text{katı}}$ ve katılaşma derecesi verilmiştir. (katı faz oranı). [2] ve [4] No'lu eşitliklerin taraf tarafa çakıştırılması ile [5] No'lu eşitlik elde edilir.

$$r = 2,08 \left(- \frac{dT}{dt} \right)_{T_{\text{katı}}}^{0,38}$$

[5]

Bu eşitlikte r μm olarakve katılaşma sıcaklığındaki soğuma hızı ise $^{\circ}\text{C/s}$ olarak ölçülür. Böylece katılaşma sıcaklığındaki soğuma hızı ile ortalama kalıntı yarıçapı arasında deneysel bir bağıntı bulunmuş olur. K. Schwardfeger'in deneylerinden alınan bu bağıntı Şekil 6.3 de izlenmektedir.



Şekil 6.3

Sülfidik kalıntıların büyüklüğü ile katılaşma sıcaklığındaki soğuma hızları arasındaki ilgi (27)(9 SMn 28).

7. SÜLFİTLERDEKİ ŞEKİL DEĞİŞTİRME TUTUMUNUN

YÜKSELEN SICAKLIKLA DEĞİŞİMİ

P.G.Riewald (35) (MnS-MnSe) ve (MnS-MnTe) sistemlerinde oda sıcaklığında ve 135°C'a kadar olan sıcaklıklarda çelik dokusundaki sülfidik kalıntıların ve yapay sülfidlerin sertliklerini ölçmüştür. Bu arada K.B.Gove ve J.A.Charles(47)(48), H.C.Chao ve araştırma ekibi(32)(33) da monokristal ve polikristal Mangansülfid numunelerinde şekil değiştirme araştırmalarını sürdürmüşlerdir. Ortaya çıkan sonuç, değişik çeliklerin monokristalleri ile (Şekil 7.1 A, B, C eğrileri) karşılaştırılacak olursa, arı MnS'in sertliği (D eğrisi) çelik matrixinkinden daha düşüktür. %0,06 C'lu çelik (Ceğrisi) 600-900°C sıcaklık aralığında, sentetik, oksijen içermeyen sülfitten daha yumuşaktır (D ve E eğrileri)

Oda sıcaklığı ile yaklaşık 800°C arasındaki sıcaklıklar için mikrosertliğin sıcaklıkla ilgisi K.B. Gove ve J.A.Charles (47) tarafından Arrhenius eşitliği ile verilmiştir:

$$H = A \cdot \exp \frac{B}{T}$$

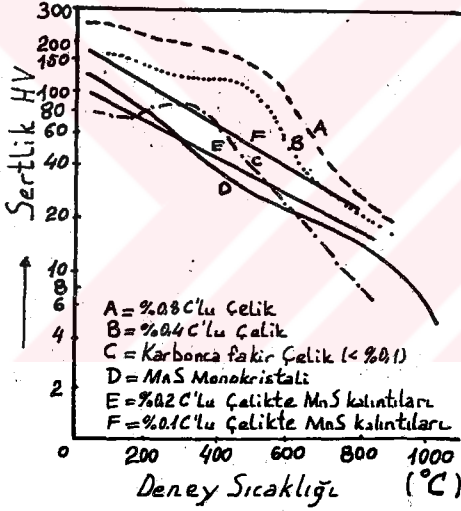
%0,1 C'lu ve Al ile tam dinlendirilmiş %0,2 C'lu alaşımsız çelikteki sülfidlere ait A ve B değerleri aşağıdaki gibi verilmiştir

	<u>A (kp/mm²)</u>	<u>B (°K)</u>
MnS (%0,1 C)	383	1,04 · 10 ³
(%0,2 C)	189	0,90 · 10 ³

Bu çalışmanın sonuçları (47) H.C.Chao ve arkadaşlarının (32)(33)(34) elde ettikleri sonuçlarla birlikte Şekil 7,1'de verilmiştir. Burada göze çarpan özellik, yukarıdaki

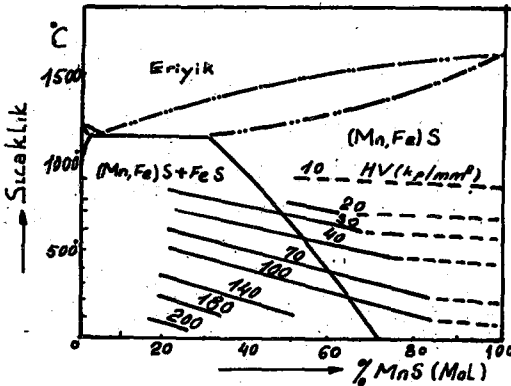
eşitliğe göre, Oksijence fakir (E) ve Oksijence zengin (F) sülfidlerinin üstel bir sertlik azalışlarının, sentetik sülfidlerle tam uyuşmasıdır.

H.C.Chao ve araştırma grubunun(32)(33)(34) elde ettikleri deney sonuçlarına göre düşük miktarlardaki Oksijen ve Kalsiyum sentetik sülfidlerin mikrosertliğini özellikle 200° - 700° C sıcaklıkları arasında yükseltmektedir. Buna karşılık (MnS-FeS) sisteminde demir ilavesi sertlik değerini çok düşük bir oranda etkilemektedir. (Şekil 7.2)



Şekil 7.1

Mns mikrosertliği (D-F eğrileri) ve çelik mikrosertliği (A-C eğrileri) değerlerine sıcaklığın etkisi(32-34)(47).



Şekil 7.2

FeS-Mns sisteminde sülfidlerin mikrosertliği(32-34).

Sentetik sülfidlerdeki araştırmaların yanı sıra, değişik bileşimli çeliklerde matrix ve kalıntılarnın şekil değiştirme mukavemetleri sıcaklığa bağlı olarak saptanmıştır. Şekil değiştirme mukavemetleri oranı, şekil değiştirme sayısı V ile ifade edilir. Bu değer belli bir sıcaklıkta sülfidlerin ve çelik matrixinin uzamalarının oranı olarak hesaplanır.

$$V = \frac{\epsilon_E}{\epsilon_{St}} \quad (T \text{ sabit})$$

V büyüklüğünü farklı araştırmacılar değişik biçimde tanımlamaktadırlar. H.C.Chao ve L.H.VanVlack adlı araştırmacılar şekil değiştirme sayısını, çekme deneyinden hareketle aşağıdaki bağıntıyı vermişlerdir,

$$V = \frac{L/W}{D/H}$$

Burada D ve H, şekil değiştiren birim matrixin kenar uzunluklarını, L ve W ise, sülfidlerin kenar uzunluklarını vermektedir. T. Malkiewicz ve S. Rudnik bu büyüklük için aşağıdaki açıklamayı yapmışlardır:

Küresel formlu sülfidik bir kalıntı, şekil değiştirme sırasında eliptik forma gelmekte ve şekil değiştirme sayısı şöyle hesaplanmaktadır:

$$V = \frac{2 \cdot \log \lambda}{3 \log h}$$

Bu eşitlikte şu tanımlar geçerlidir:

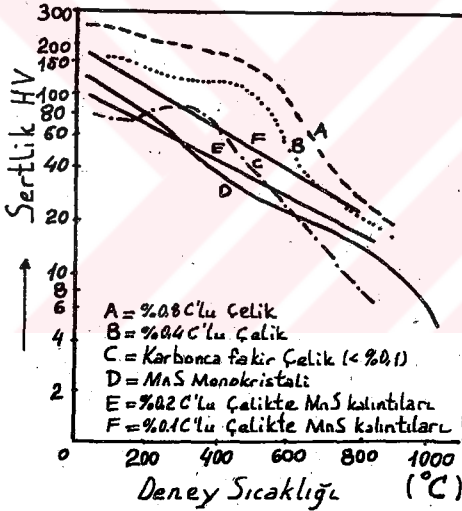
$\lambda = \frac{b}{a}$ (b ve a, şekil değiştiren sülfidlerin asal eksen uzunluklarıdır)

$h = \frac{A_0}{A_1}$ (A_0 ve A_1 birim matrixin şekil değiştirmeden önce ve sonraki kalınlıklarıdır)

V büyüklüğü P.J.H.Maunder ve J.A.Charles ayrıca J.C. Brunet ve J.Bellot tarafından benzer biçimde tanımlanmış

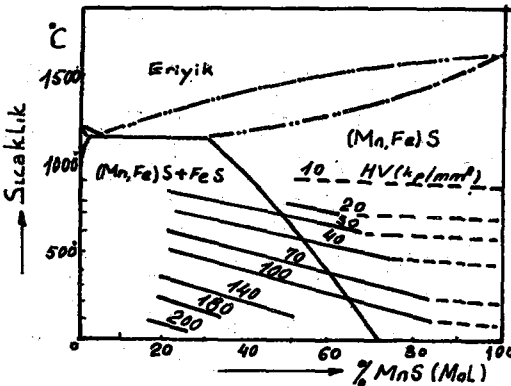
eşitliğe göre, Oksijence fakir (E) ve Oksijence zengin (F) sülfidlerinin üstel bir sertlik azalışlarının, sentetik sülfidlerle tam uyuşmasıdır.

H.C.Chao ve araştırma grubunun(32)(33)(34) elde ettikleri deney sonuçlarına göre düşük miktarlardaki Oksijen ve Kalsiyum sentetik sülfidlerin mikrosertliğini özellikle 200° - 700°C sıcaklıkları arasında yükseltmektedir. Buna karşılık (MnS-FeS) sisteminde demir ilavesi sertlik değerini çok düşük bir oranda etkilemektedir. (Şekil 7.2)



Şekil 7.1

MnS mikrosertliği (D-F eğrileri) ve çelik mikrosertliği (A-C eğrileri) değerlerine sıcaklığın etkisi(32-34)(47).



Şekil 7.2

FeS-MnS sisteminde sülfidlerin mikrosertliği(32-34).

Sentetik sülfidlerdeki araştırmaların yanı sıra,değişik bileşimli çeliklerde matrix ve kalıntılarn şekil değiştirme mukavemetleri sıcaklığa bağlı olarak saptanmıştır.Şekil değiştirme mukavemetleri oranı, şekil değiştirme sayısı ν ile ifade edilir.Bu değer belli bir sıcaklıkta sülfidlerin ve çelik matrixinin uzamalarının oranı olarak hesaplanır.

$$\nu = \frac{\epsilon_E}{\epsilon_{St}} \quad (T \text{ sabit})$$

ν büyüklüğünü farklı araştırmacılar değişik biçimde tanımlamaktadırlar.H.C.Chao ve L.H.VanVlack adlı araştırmacılar şekil değiştirme sayısını,çekme deneyinden hareketle aşağıdaki bağıntıyı vermişlerdir,

$$\nu = \frac{L/W}{D/H}$$

Burada D ve H,şekil değiştiren birim matrixin kenar uzunluklarını,L ve W ise,sülfidlerin kenar uzunluklarını vermektedir.T.Malkiewicz ve S.Rudnik bu büyüklük için aşağıdaki açıklamayı yapmışlardır:

Küresel formu sülfidik bir kalıntı,şekil değiştirme sırasında eliptik forma gelmekte ve şekil değiştirme sayısı şöyle hesaplanmaktadır:

$$\nu = \frac{2}{3} \frac{\log \lambda}{\log h}$$

Bu eşitlikte şu tanımlar geçerlidir;

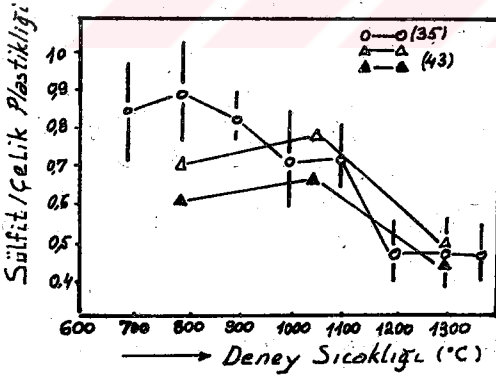
$\lambda = \frac{b}{a}$ (b ve a,şekil değiştiren sülfidlerin asal eksen uzunluklarıdır)

$h = \frac{A_0}{A_1}$ (A_0 ve A_1 birim matrixin şekil değiştirmeden önce ve sonraki kalınlıklarıdır)

ν büyüklüğü P.J.H.Maunder ve J.A.Charles ayrıca J.C. Brunet ve J.Bellot tarafından benzer biçimde tanımlanmış

ancak adı geçen araştırmacılar(34)(36)(45) \sqrt şekil değiştirme sayısının, çeliğin plastikliğinin , kalıntının plastikliğine oranı yada kalıntı plastikliğinin çeliğine oranı olduğu sorusunu açık bırakmışlardır. Literatürdeki bu sonuçlar karşılaştırıldığında, haddeleme ve dövme sıcaklıkları ($> A_3$) için geniş ölçüde uyum gösteren sonuçlar elde edilir.

Deneylerin yapıldığı 950°C 'da, Ostenitik bölgede düşük Karbonlu çeliklerdeki sülfidler, çeliğin matrixinden daha yüksek plastik özelliktedirler. Yüksek Karbon'lularda ise, örneğin %0,1 - %0,2 C sınırından itibaren durum tam tersidir. (36)(42)(43). Deney sıcaklığına göre sülfid plastikliğinin, çelik plastikliğine oranının değişimi Şekil 7.3'de görüldüğü gibidir. Buradan izleneceği gibi $700^{\circ} - 1350^{\circ}\text{C}$ sıcaklıkları arasında MnS'lerin plastiklik özelliği matrixinkinden daha yüksektir. Yükselen sıcaklıkla bu plastiklik farkı daha da artar.

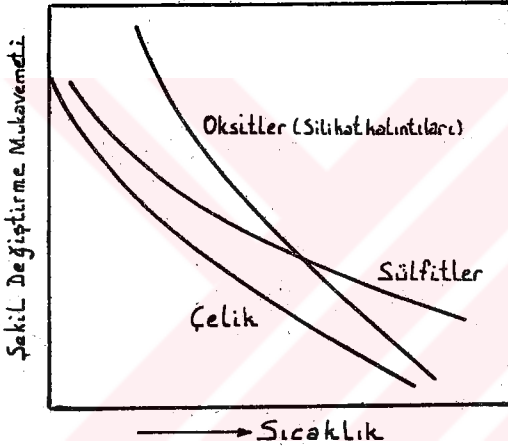


Şekil 7.3

%0,1 - %0,2 C'lu çeliklerde sülfid plastikliğinin, matrix plastikliğine oranı.

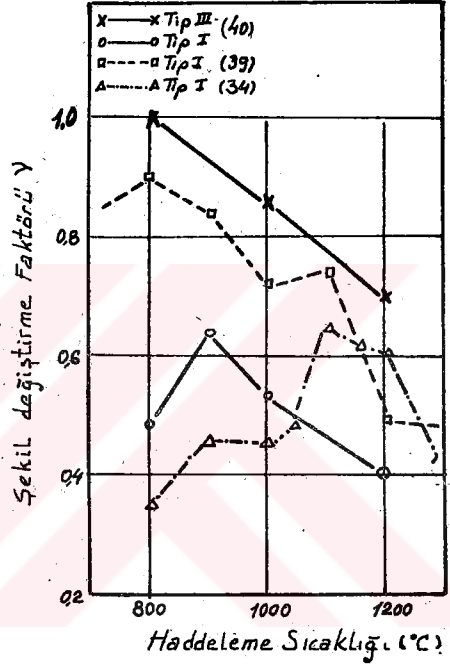
W. Dahl, H. Hengstengberg ve C. Düren(1) Ostenitik bölgede, sülfid ile matrix arasında, yükselen şekil değiştirme sıcaklığı ile plastiklik farkının arttığını kanıtlamışlardır. Şekil 7.4'de Oksitlerin, sülfidlerin ve

ana malzemenin (matrix) şekil değiştirme mukavemetinin sıcaklığa bağlı olarak değişimi gösterilmiştir.(3)No'lu literatüre göre bu sonuçlar tüm sülfid tipleri için geçerlidir,



Şekil 7.4

A_3 sıcaklıklarda, oksit, sülfid ve çeliğe ait şekil değiştirme mukavemeti. (şematik)(3)



Şekil 7.5

Mangansülfidlerde, şekil değiştirme sayısının (faktörünün (γ)) sıcaklıkla ilgisi.

C.Moore (42) ve özellikle T.J.Baker ve J.A. Charles (43) adlı araştırmacıların ulaştıkları sonuçlar ilgi çekicidir (Şekil 7.5). Burada da şekil değiştirme deneylerinde γ değerinin, 1000°C üzerinde sürekli arttığı görülür. İlginç olan T.J.Baker ve J.A.Charles (43) Tip I ve Tip III arasında derin farklar gören tek araştırmacı grubunu oluşturmalarıdır. Sonuçlara göre (Şekil

7.5), Tip III'deki sülfidler Tip I'den daha yumuşak olmamalıdır, çünkü deneylerde kullanılan çeliklerin bileşimleri eşit değildir.

P.J.H.Maunder ve J.A.Charles'a göre (36) sonuçlardaki farkı açıklayabilmek için, plastiklik tutumunu saptayabilmek amacıyla uygulanan mikrosertlik ve haddelme yöntemlerine dikkat etmek gerekir. Düzgün yüzeyli sülfidlerde haddelme sırasında daha düşük bir şekil değiştirme meydana gelir. Diğer yönden mikrosertlik yada çekme deneyinde olduğu gibi, aynı yöndeki zorlamalarla yüklenmiş malzemede şekil değiştirme daha az olur. Şekil 7.1 ve 7.4 'den izlenebileceği gibi, sülfidlerin mukavemeti yükselen sıcaklıkla sürekli bir düşüş gösterir. Dolayısıyla sülfidlerle matrix arasındaki mukavemetçe tutum farkları (oda sıcaklığında), nitel olarak haddelme ve dövme sıcaklıklarında aynen geçerlidir. Çelik plastikliğinin sülfid plastikliğine oranı olarak ortaya çıkan şekil değiştirme faktörü (sayısı) hakkındaki sınırlı veriler, henüz, her durum için geçerliliği olacak güvenirlikte değildir. Literatürden bilindiği üzere, sürtünme etkileri gözardı edilmek koşulu ile k_f şekil değiştirme mukavemeti aşağıdaki deney parametrelerine bağlıdır:

- a) Şekil değiştirme hızı $\dot{\varphi}^*$
- b) Şekil değiştirme miktarı φ ve
- c) Deney sıcaklığı θ

Literatürden alınan γ değerleri değerlendirilirken, deneyin yapıldığı koşullar göz önünde bulundurulmalıdır. Gereklî koşul:

$$k_{\text{sülfid}} = f(\dot{\varphi}^*, \varphi, \theta) \text{ ve}$$

$$k_{\text{çelik}} = f(\dot{\varphi}^*, \varphi, \theta)$$

dan bir şekil değiştirme faktörünün (sayısının) tanımlanabilmesidir.

$$\nu = \frac{k_f^{\text{sülfür}}}{k_f^{\text{çelik}}} \cdot f(\varphi^*, \varphi, \theta)$$

G.Jackel(24) bu koşullardan türetilmiş bir şekil değiştirme faktörünün doğru olacağını göstermiştir.Şekil 7.6a'da,Hf alaşımly bir otomat çelikleri dizesinde ν değerleri kimyasal bileşime ve şekil değiştirme oranına göre verilmiştir.(Şekil değiştirme oranı ln $\frac{d_0}{d_1}$

olarak alınmış, d_0 = numunenin ilk kalınlığı, d_1 = hadde lenmiş kütüğün son kalınlığı kabul edilmiştir).Burada φ 'nin tüm değerleri için,şekil değiştirme faktörü $\nu < 1$ olduğu görülmektedir.Diğer bir anlatımla, çeliğin şekil değiştirme derecesi sülfidinkinden daha yüksektir.Kesitçe küçülmelerin daha yüksek oranlara ulaşması durumunda ν küçülür,ancak değişim Hf miktarına bağlı değildir.Sülfitler giderek matrice göre daha düşük plastik şekil değiştirmeye uğrarlar ve sonunda şekil değiştirme oranı 6'ya ulaştığında $\nu \approx 0,2$ olur.

Tip I ve III için şekil değiştirme derecesinin,şekil değiştirme faktörüne etkisi ilk olarak T.J. Baker ve J.A.Charles (43) tarafından ele alınmıştır. (Ş.D.D = Şekil değiştirme derecesi)

Tip I	800°C	900°C	1000°C	1200°C
Ş.D.D=2	0,48	0,64	0,53	0,40
Ş.D.D=16	0,28	0,64	0,33	0,23
%de azalış	%42	%0	%38	%43
Tip III	800°C	1000°C	1200°C	
Ş.D.D=2	1,0	0,86	0,70	
Ş.D.D=16	0,73	0,536	0,40	
%de azalış	%27	%38	%43	

Artan γ 'ye bağılı olarak γ değeri nin açıkça bir değişim göstermesi, şekil değiştirme koşullarının tam bir analizini gerektirmektedir.

T.J.Baker ve J.A.Charles şekil değiştirme enerjisinin hesaplanmasında sülfite ile matrix arasındaki sınır yüzeyi enerjisinin önemli rol oynayacağını söylemişler ve kalıntının kenar uzunluğu "a" olan bir küp şeklinde olduğunu kabul ederek, şekil değiştirme sonunda bu kübün, uzun kenarı "d", yüksekliği "d/H" ve genişliği "d" olan bir dikdörtgenler prizması şeklinde dönuştüğünü kabul ederek şekil değiştirme enerjisini

$$E_{\text{Verf}} = Y \cdot d^3 \cdot \ln H$$

şeklinde hesaplamışlardır. Burada Y, sülfitin ezilme sınırıdır. Sınır yüzeyi enerjisinin (erg/cm^2) şekil değiştirme süreci boyunca sabit kaldığı kabul edilirse, yüzeyin büyümesi nedeni ile toplam sınır yüzeyi enerjisi:

$$E_G = 2 \cdot d^2 \cdot \gamma \cdot (H - 2 + 1/H)$$

şeklinde hesaplanır. Sınır yüzeyi enerjisinin şekil değiştirme enerjisine oranı

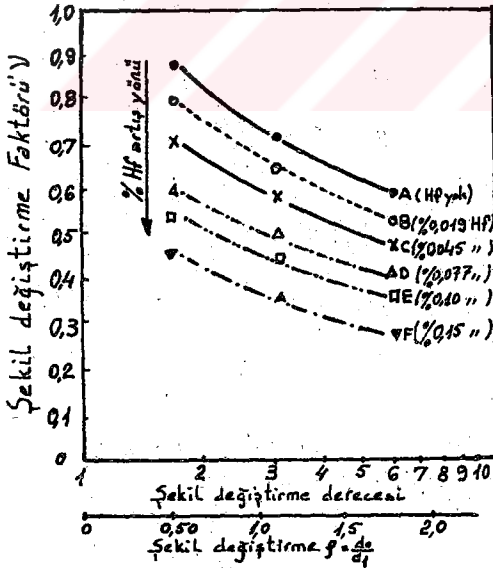
$$K = \frac{E_G}{E_{\text{Verf}}} = \frac{2 \cdot \gamma \cdot (H - 2 + 1/H)}{Y \cdot d \cdot \ln H}$$

olur. Deneyler, yüzeyin büyümesi ile artan sınır yüzeyi enerjisinin, artan şekil değiştirme derecesine bağılı olarak, toplam enerjinin giderek daha büyük bir yüzdesini harcadığını göstermektedir. Bu ise, kalıntıların uzama miktarlarının matrixinkine göre giderek şiddetle azaldığını gösterir.

Kalıntının ve matrixin şekil değiştirme sayısı ile sertliği arasında genel bir bağıntıyı K.B.Gove ve J.A.Charles (49) türetmeye çalışmışlardır. Elde edilen sonuçlar Şekil 7.6b 'de gösterilmiştir. Burada ,kalıntı ve matrix sertliğinden giderek şekil değiştirme faktörü için bir bağıntı elde edilmiştir:

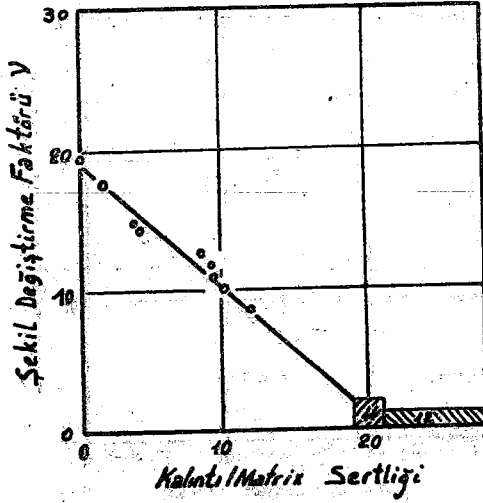
$$\nu = 2 - H_1 / H_m \quad (0 \leq \nu \leq 2)$$

Yukarıdaki eşitlikte H_1 , kalıntının sertliği ve H_m ise matrix sertliğidir. Bu bağıntının genişçe bir sıcaklık aralığında geçerli olması nedeni ile Şekil 7.5b'deki sonuçların hangi şekil değiştirme derecelerinde geçerli olabileceğini bilmek ilgi çekicidir. Adı geçen araştırmacılar, şekil değiştirme faktörünün, şekil değiştirme derecesine bağlı olduğunu Tip I MnS kalıntıları için kanıtlamışlardır(49).



Şekil 7.6a

Farklı miktarlarda Hf içeren otomat çeliklerinde sıcak haddelemedeki şekil değiştirme derecesinin şekil değiştirme faktörüne etkisi(24).



Sekil 7.6b

Kalıntı sertliğinin Matrix sertliğine oranının fonksiyonu olarak, kalıntılara ait bağıl şekil değiştirebilirlik.

8. YERLİ ÜRETİM 9 SMn 28 ÇELİĞİNDE

MnS TIPLERİNİN İNCELENMESİ

Yurdumuzda üretilen otomat çeliği türleri arasında 9 SMn 28 çeliği toplam otomat çeliği tüketiminin önemli bir yüzdesini oluşturmaktadır. Yumuşak otomat çeliği sınıfından olan 9 SMn 28 çeliğinde ortaya çıkabilecek Mangansülfid tiplerini saptayabilmek için, üretimleri sırasında farklı işlemler uygulanan ağızlardan numuneler alınmıştır. Sözü edilen farklı koşullar, soğuma hızı, dezoksidasyon derecesi, dezoksidasyon elemanı, dinlendirme elemanı, dinlendirme derecesi ve bünyede kalan çözünmüş oksijen gibi faktörlerdir. Bu çelikler aynı oranlarda soğuk çekildikten sonra dokularındaki Mangansülfid formları incelenmiştir.

İzlenimler, yerli kuruluşumuzdaki çalışma ve üretim koşullarının, tüketimi fazla olan 9 Sın 28 çe- liğinde Tip II sülfidlerinin oluşum olasılığının daha yüksek olduğunu göstermiştir. Ancak sülfid oluşum mekanizmasından edinilen bilgilerin uygulama alanına aktarılmasıyla, arzulanan Tip I Mangansülfidlerinin de elde edilebileceği ve bunların kesit boyunca düz- gün dağılımlarının sağlanabileceği görülmüştür. Diğer yönden çok büyük ingot hacimlerinin neden olduğu aşırı yavaş soğumalar Tip III Mangansülfidlerinin oluşumunu hazırlarken, yüksek Alüminyum miktarı da aynı sonuca neden olmuştur.

Gözlemlere ve saptamalara göre, talaşlı işlenebilirliği, enine yönde mukavemet ve tokluk değer- lerini doğrudan ilgilendiren Mangansülfid formları en uygun tipe getirilebilmekte ve dışarıdan sağlanan numunelerde rastlanan Mangansülfid formlarına ulaşıla- bilmektedir.

8.1 TIP I SÜLFİTLERİ



Dağlanmamış 500 X

%4 Nital ile dağlanmış 200 X

a)

b)

Resim 8.1

Yerli üretim 9 S_{Mn} 28 çeliğinde %0,03 Oksijen'in neden olduğu Tip I Mangansülfitler.

a)Enine Kesit,dağlanmamış

b)Enine kesit,%4 Nital ile dağlanmış

Parça analizi: %C = %0,14 , %Si = %0,05 , %Mn = %1,15

%P = %0,08 , %S = %0,300 , %Al = %0,030



%4 Nital ile dağlanmış 200 X

Dağlanmamış 500 X

Resim 8.2

Resim 8.1'deki Tip I MnS'lerinin aynı numune boyuna kesitte görünüşleri. Yüksek şekil değiştirme mukavemeti nedeniyle uzama belirgin biçimde düşük düzeyde kalmıştır.

8.2 TIP II SÜLFİTLERİ

a)

Dağlanmamış

200 X

b)

Dağlanmamış

200 X

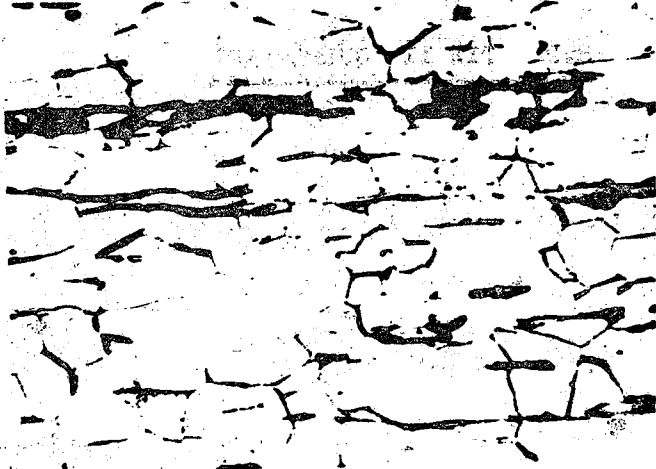
Resim 8.3

Yerli üretim 9 SMn 28 çeliğinde %0,01 Oksijen nedeniyle ortaya çıkan Tip II Mangansülfidler.

a)Enine Kesit b)Boyuna Kesit

Parça analizi:%C = %0,12 , %Si = %0,04 , %Mn = %1,20

%P = %0,09 , %S = %0,310 , %Al = %0,032



%4 Nital ile dağlanmış 200 X



%4 Nital ile dağlanmış 200 X

Resim 8.4

Resim 8.3'deki Tip II mangansülfidlerinin doku içindeki konumları. Lifleşme nisbeten daha az.

8.3 TİP III SÜLFİTLERİ



Dağlanmamış



Dağlanmamış



Dağlanmamış

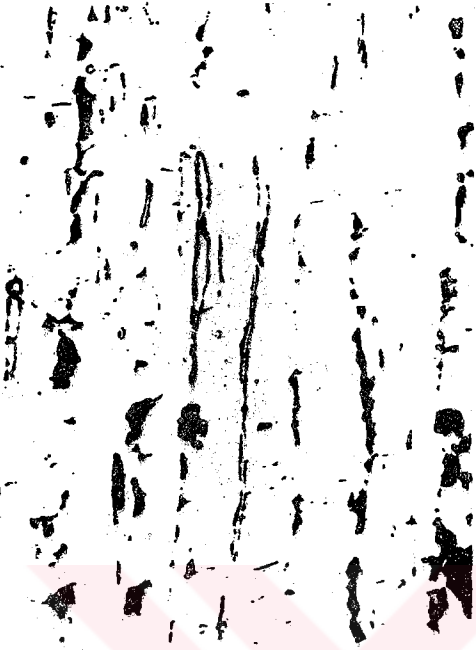
Resim 8.5

Yerli üretim 9 SMn28 çeliğinde yüksek Al miktarı ve düşük hızla katılaşmanın neden olduğu köşeli Tip III Mangansülfitler.

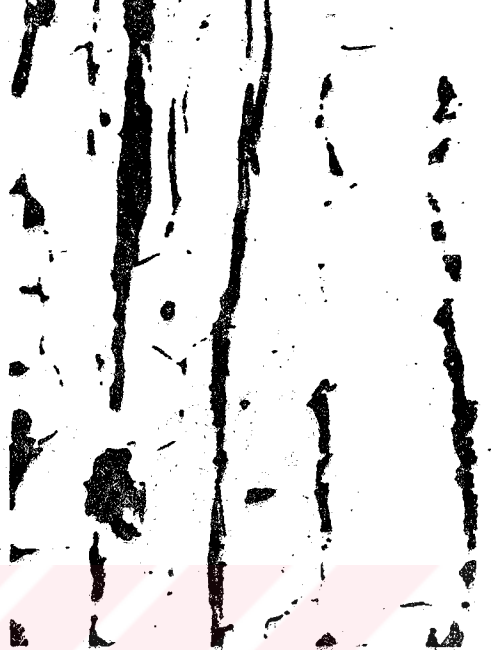
$$-\frac{dT}{dt} \approx 2 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$$

- a) Enine Kesit , b) Boyuna Kesit
c) Boyuna Kesit

Parça Analizi: %C = %0,13
%Si = 0,05 , %Mn = %1,10
%P = %0,06 , %S = %0,295
%Al = %0,08



%4 Nital ile dağlanmış 100 X



%4 Nital ile dağlanmış 200 X



%4 Nital ile dağlanmış 200 X



Dağlanmamış 200 X

Resim 8.6

Resim 8.5 'deki numunede görülen düşük Şekil değiştirme mukavemetli Tip III Manganslfitlerinin 80X80 mm kesitten 30 mm çapa soğuk çekilme sonucu aşırı lifleşmesi.

9. SOĞUK ÇEKME SIRASINDAKİ ÇATLAĞIN ÖNLENMESİ

Soğuk haddeleme sırasında oluşan çatlaklar, yerli otomat çeliği üretiminin önemli bir sorunu olarak ortaya çıktı ve yapılan incelemelerde, oluşan bu kaynağın birkaç nedenden kaynaklandığı ortaya çıkarıldı. Aşağıda sözü edilecek bu nedenler, bazan ayrı-ayrı bazan da birlikte olaya atkimektedirler. Deneylerin çoğunluğunda olduğu gibi burada da 9 SMn 28 otomat çeliği deneylere alınmıştır. Elde edilen sonuçların genelde tüm otomat çeliği türleri için geçerli olabileceği düşüncesi doğmuştur, çünkü olayı doğuran nedenler, otomat çeliklerinin tümünde gözlemlenebilecek özelliklerdir.

- a) Sülfidik kalıntıların homojen olmayan dağılımı,
- b) Aşırı küçük sülfidik kalıntılar,
- c) Yüzeğe yakın gaz kabarcıkları.

9.1 SÜLFİDİK KALINTILARIN HOMOJEN OLMAYAN

DAĞILIMI

dinlendirilmeden dökülen otomat çeliklerinde sülfidik kalıntıların kesit boyunca düzensiz ve dengesiz dağıldıkları izlenmektedir. Yerli üretimden seçilen 9 SMn 28 otomat çeliğinde soğuk çekme sırasındaki çatlama durumu ve çatlama eğilim nedenleri araştırıldığında Mangensülfid yağlımalarının ve özellikle yüzeğe yakın bölgelerdeki yağlımaların çatlak oluşumu için başlangıç noktası olduğu görülmüştür. İleri düzeyde heterojenlik görülen bu bölgelerde gerilim hatları yağlımaları yüksek değerlere ulaşmakta ve yüzeğeki çatlamalara kaynak olmaktadır. Sülfidik yağlımaların etkisini yokedebil-

mek için yayının tavlı düşünölmüştür. Ancak bu tav yönteminin uzun bir tav süresini gereksediği ve tav sıcaklığının da oldukça yüksek olması nedeni ile, yayının tavlı yöntemi ekonomik bir çözüm olarak önerilemez. Bunun yerine normalizasyon tavlı, soğuk çekme sırasında, pasolar arasında uygulanmıştır. Gerçi yığılmalar yokedilememişse de, yığılmaların neden olduğu çatlama eğilimi ortadan kalkmıştır. Bilindiği gibi, sülfidik kalıntıların yayının yolu çok uzundur. Normalizasyon tavlı yönteminin yararı ise, soğuk çekme sırasında, özellikle yüzeyde ve yüzeye yakın bölgelerde oluşan aşırı tane deformasyonlarının yokedilmesidir.



Dağlanmamış

200 X

Resim 9.1a

Sülfidik yığılmaların neden olduğu çatlama. (9 SMn 28)

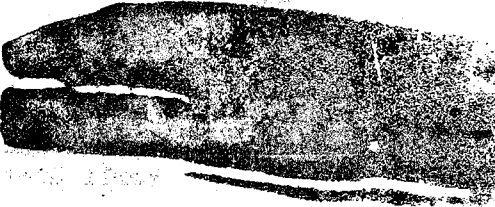


Dağlanmamış

200 X

Resin 9.lb

Sülfidik yağılmaların neden olduğu
çatlama.(9 SMn 28)



Dağlanmamış

500 X

Resin 9.lc

9 SMn 28 çeliğinde saptanan yüzeye yakın
bir sülfidik birikim.(çatlak numunede)

Resim 9.2

Yerli üretim

9 Sın 28 çeliğinde
saptanan farklı büyüklükte ve yığılmalı MnS'ler.

(Enine Kesit)

Dağlanmamış

200 X

Resim 9.3

Yerli Üretim

9 Sın 28 çeliğinde
saptanan farklı büyüklükte ve yığılmalı MnS'ler.

(Enine Kesit)

Dağlanmamış

200 X

Resim 9.4

Yerli üretim

9 Sın 28 çeliğinde
saptanan aşırı büyülmüş bir MnS kalınlığı.

(Enine Kesit)

Dağlanmamış

200 X

Dağlanmamış

200 X

Dağlanmamış

200 X

Resim 9.5a ve 9.5b

Yerli üretim 9 SMn 28 çeliğinde saptanan çok farklı büyüklüklerde MnS kalıntıları ve yerel yığılmalar.

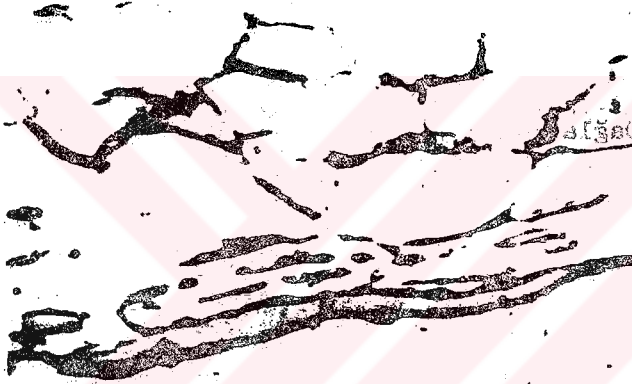


%4 Nital ile dağlanmış

200 X

Resim 9.6a

Yerli üretim
9 SMn 28 eliğinde
saptanan, bir MnS
kalıntısının aşırı
lifleşmesi ve yerel
birikmesi.
(Boyuna Kesit)

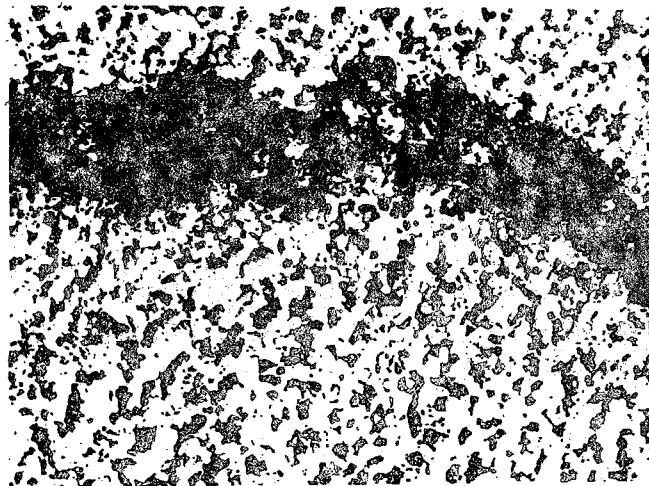


%4 Nital ile dağlanmış

500 X

Resim 9.6b

Yerli üretim
9 SMn 28 eliğinde
saptanan, bir MnS
kalıntısının aşırı
lifleşmesi ve yerel
birikmesi.
(Boyuna Kesit)



%4 Nital ile dağlanmış

100 X

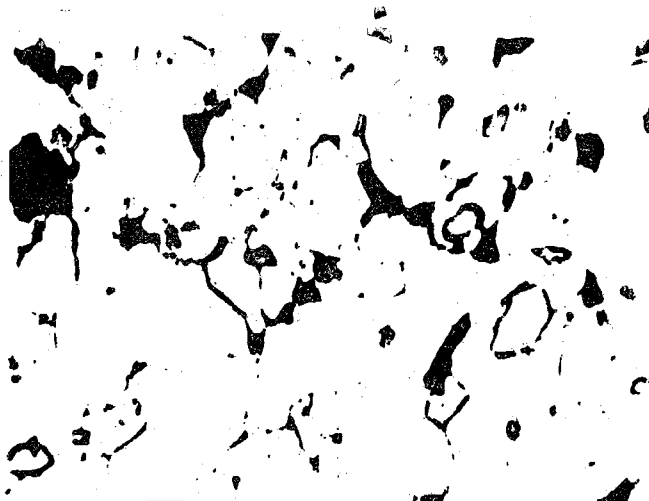
Resim 9.7

Yerli üretim
9 SMn 28 eliğinde
saptanan, MnS birik-
melerinin neden ol-
duğu atlak.
(Enine Kesit)

9.2 AŞIRI KÜÇÜK SÜLFİDİK KALINTILAR

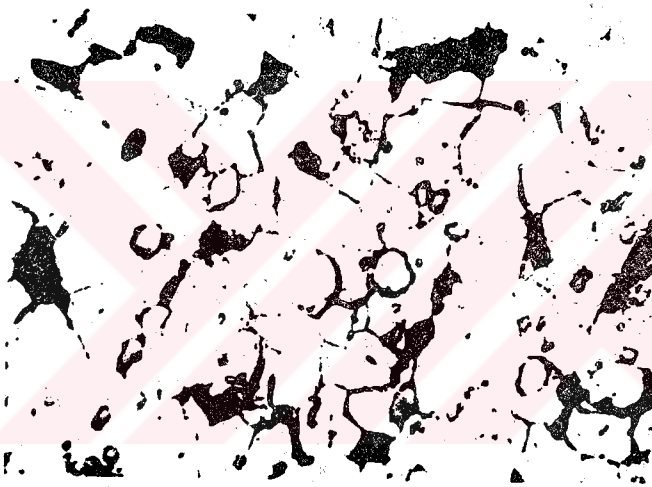
Otomat çeliği üretimi sırasında soğuma hızları yükseldikçe sülfidit büyüklüğü düşmekte ve dolayısıyla sülfiditler arası uzaklık kısalmaktadır. Bu durum, çeliğin tokluk özelliklerine olumlu yönde etkimekte ancak diğer yünden de çatlak yayılmasını kolaylaştırmaktadır. Yapılan gözlemlerde, hızlı soğumadan dolayı küçük çaplı Mangansülfidit ayrışmaları içeren 9 SMn 28 otomat çelikleri soğuk çekilme sırasında bu nedenle çatlak gelişmesine özel bir yatkınlık göstermekte ve yüzeyde oluşan bir çatlak kısa sürede çekirdeğe, merkeze doğru yayılmaktadır. Bu yüzden de derin çatlaklar oluşmaktadır. Bu tür aşırı küçük Mangansülfidit kalıntıları bir yünden de otomat çeliğinden beklenen talaşlı işlenebilirliğin istenen düzeyde olmasını engellemektedir.

Soğuma hızı → Sülfidit yarıçapı ilgisi izlendiğinde ~ 5 °C/S sınırının kritik sınır olduğu görülmüştür. Daha yüksek soğuma hızlarında oluşan aşırı küçük Mangansülfiditlerin çatlak gelişmesini hızlandırdıkları ortaya çıkmıştır. Aşağıdaki resimlerde 5 °C/s ve daha yüksek soğuma hızlarında katılaşmaya bırakılan 9 SMn 28 çeliğinde oluşan MnS kalıntıları izlenmektedir.



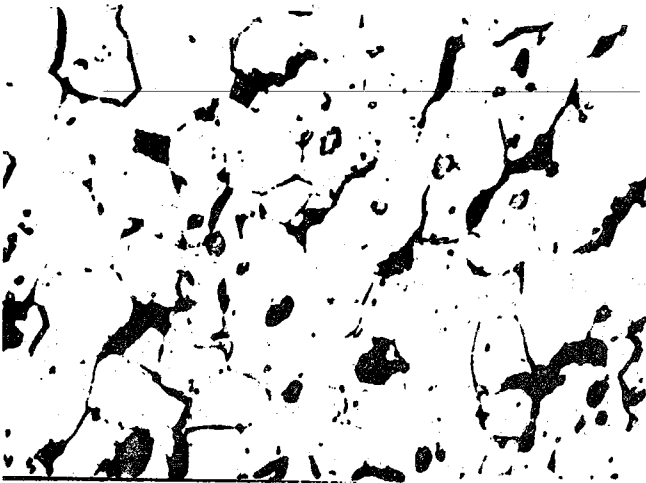
%4 Nital ile dağlanmış 200 X

Resim 9.8
5 °C/s soğuma
hızı ile katı-
laşmada MnS'ler



%4 Nital ile dağlanmış 200 X

Resim 9.9
15 °C/s soğuma
hızı ile katı-
laşmada MnS'ler



%4 Nital ile dağlanmış 200X

Resim 9.10
25 °C/s soğuma
hızı ile katı-
laşmada MnS'ler

Resim 9.11

Homojen dağılı fakat aşırı küçük boyutta oluşmuş MnS'ler.
(Yüksek soğuma hızı)
(9 SMn 28, Enine Kesit)

Dağlanmamış 100 X

Resim 9.12

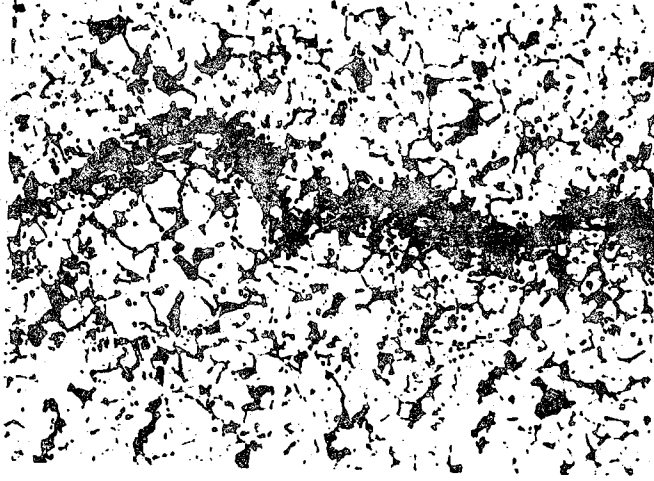
Aşırı küçük oluşmuş ve yerel birikimler gösteren MnS'ler.
(9 SMn 28, Boyuna kesit)

Dağlanmamış 100 X

Resim 9.13

Aşırı küçük sülfidik kalıntıların neden olduğu çatlak gelişimi.
(9 SMn 28, Enine Kesit, cidar bölgesi)

%4 Nital ile dağlanmış 100 X



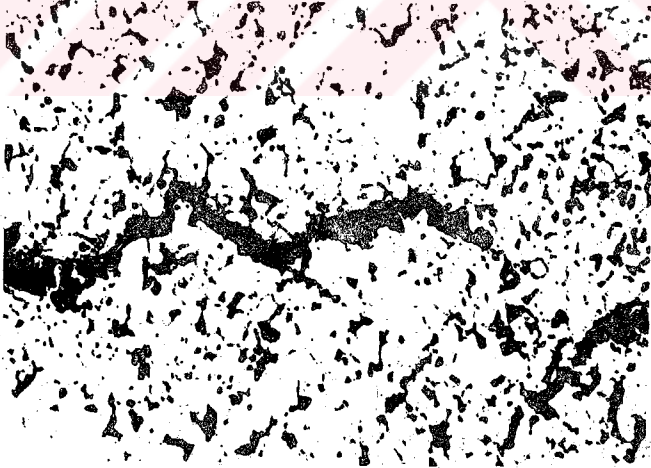
%4 Nital ile dağlanmış

100 X

Resim 9.14

Aşırı küçük slfidik kalıntılıarın neden olduğu çatlak gelişmesi.

(9 SMn 28, Enine Kesit, ekirdek blgesi)



%4 Nital ile dağlanmış

100 X

Resim 9.15

Aşırı küçük MnS'lerin neden olduğu atlamada u kısım.

(9 SMn 28, Enine Kesit)

9.3. YÜZEYE YAKIN GAZ KABARCIKLARI

Eriyik çelik katılaşıırken gazlar serbest kalır. Bunlar, kabarcıklar biçiminde blok içinde, yukarıya doğru yükselirler. Ancak katılaşma sırasında sıcaklık düştükçe, gaz kabarcıkları bünyede asılı kalırlar. Düşen sıcaklıkla, kabarcıklar içindeki gaz basıncı da düşer. Oluşan alt basınç nedeni ile Fosfor ve Kükürt bakımından zenginleşen artık eriyik emilir. Gaz kabarcıklarının oluşturdukları boşluklar tam yada kısmen Fosfor ve Kükürt bakımından zenginleşen eriyik ile dolmuş olur. Böylece yerel bir birikme bölgesi oluşmuş olur: Gaz kabarcıkları birikmesi. Sıcak şekillendirmeler sırasında kabarcıklar (gözenekler) birbiri ile kaynak olur. Gaz kabarcıkları birikmeleri, talaşlı şekillendirme sırasında kesilecek olsa, bunlar yüzeyde koyu bir renkte görünürler. Sıcak şekil değiştirme sırasında gözenekler iyi kaynamamış ise, soğuk şekillendirmeler sırasında yüzey çatlakları oluşmaktadır. Oberhofer dağlaması ile görülebilir duruma getirilen Fosfor'ca zengin kuyrukçuklar, gaz kabarcıklarının neden olduğu çatlakların karakteristik yönüdür. Böylece gaz kabarcıklarının neden olduğu çatlaklar, gerilme çatlağı ve sertleşme çatlağı gibi yüzey hatalarından kolaylıkla ayırdedilebilmektedir.

10. MEKANİK ÖZELLİKLER

Çizelge 10.1'de ,sıcak haddelenmiş,dövülmüş, normal tavlı,yumuşak tavlı,soğuk çekilmiş yada ıslah edilmiş durumda otomat çeliklerinin oda sıcaklığında-ki mekanik özellikleri verilmiştir.(TS 3051'deki sap- tamalara göre).Mekanik özelliklerin ve özellikle tok- luk değerinin otomat çeliklerinde hadde yönüne dik yönde,bilinen yapı çeliklerindeki göre biraz düşük olduğu bilinir.bunun dışında,eş işlem görmüş alaşimsız çeliklerle aralarında tam bir uyum görülür.Çekilmiş durumda çekme oranı,kalınlık ve kimyasal bileşime bağ- lı olarak diğer çeliklerle uygunluk içindedir.

Otomat çeliklerinin işlenmesi sırasında elde edilen düzgün ve parlak yüzeyler,mamul parçaların sürekli mukavemetinde olumlu etki ederler.

Çizelge 10.1

Otomat Çeliklerinin işlem durumlarına göre mekanik özellikleri (TS 3051)

ÇELİK CİNSİ	KALINLIK mm		İŞLEM DURUMU ¹⁾										
	...den yukarı	...e kadar	Sb veya Ta		Zc			Zc+Nr veya Ta+Nr			Zc+Is veya Ta+Is		
			Sertlik BSD En çok	Çekme Dayanımı Kgf/mm ²	Çekme Dayanımı Kgf/mm ²	Akma Sınırı Kgf/mm ² En az	Kopma Uzaması % En az	Çekme Dayanımı Kgf/mm ² En az	Akma Sınırı Kgf/mm ² En az	Kopma Uzaması % En az	Çekme Dayanımı Kgf/mm ² En az	Akma Sınırı Kgf/mm ² En az	Kopma % En az
9S20 10S20 10SPb20	10	10	159	37-54 ²⁾	55-80	42	7	≥36	23	25 ⁵⁾			
	16	16	159	37-54 ²⁾	50-75	40	8	≥36	23	25 ⁵⁾			
	40	40	149	37-54 ²⁾	47-72 ²⁾	36 ⁴⁾	9	≥36	22	25 ⁵⁾	-	-	-
	63	63	149	37-54 ²⁾	40-65	30	10	≥36	21	25 ⁵⁾			
63	100	146	36-50 ²⁾	37-62	24	11	≥35	20	25 ⁵⁾				
9SMn28 9SMnPb28	10	10	170	39-58	57-82	45	6	≥38	24	23 ⁵⁾			
	16	16	170	39-58	52-77	42	7	≥38	24	23 ⁵⁾			
	40	40	159	39-58	47-72 ³⁾	38 ⁴⁾	8	≥38	23	23 ⁵⁾	-	-	-
	63	63	159	39-58	42-67	31	9	≥38	22	23 ⁵⁾			
63	100	156	37-53	39-64	25	10	≥36	21	23 ⁵⁾				
9SMn36 9SMnPb36	10	10	174	40-60	57-82	45	6	≥39	24	23			
	16	16	174	40-59	55-80	44	7	≥39	24	23			
	40	40	163	39-56	50-75	40	8	≥38	23	23			
	63	63	159	38-55	44-69	32	9	≥37	22	23	-	-	-
63	100	156	37-53	40-65	26	10	≥36	21	23				

35S20	10	197	50-67	65-90	50	6	49-61	30	18	63-78	43	13
	16	197	50-67	60-85	41	7	49-61	30	18	63-78	43	14
	40	192	50-67	55-75	32	8	49-61	29	18	59-74	37	16
	63	192	50-65	52-72	29	9	49-61	28	18	55-70	33	17
	63	187	49-64	49-69	26	10	48-60	27	18	-	-	-
45S20	10	229	60-78	75-100	56	5	59-71	34	14	71-86	49	10
	16	229	60-78	70-95	48	6	59-71	34	14	71-86	49	11
	40	223	60-78	65-85	38	7	59-71	33	14	67-82	42	13
	63	223	60-75	62-82	33	8	59-71	32	14	63-78	38	14
	63	217	59-74	59-79	31	9	58-70	31	14	-	-	-
60S20	10	269	68-90	85-110	66	5	67-80	37	9	85-100	58	7
	16	269	68-90	80-105	55	6	67-80	37	9	85-100	58	8
	40	261	67-89	75-95	44	7	66-79	36	9	80-95	50	10
	63	261	66-88	72-92	36	8	65-78	35	9	75-90	46	11
	63	255	65-86	65-90	34	9	64-77	34	9	75-90	46	11

- 1) Kullanılan işleme durumları ve tanıma harflerinin anlamları : Sb-Sıcak biçimlendirilmiş, Ta-kabuğu soyulmuş, Zc-Soğuk çekilmiş, Nr-Normalleştirilmiş, Is-İslah edilmiş Gerilim giderme tavı veya sementiti küreselleştirme tavı (60 S 20 çeliğinde) yapılanlar için değerler önceden belirtilmelidir.
- 2) 9 S 20 çeliğinde çekme dayanımı alt sınırının en çok 2 kgf/mm² düşmesine izin verilir.
- 3) Önceden belirtildiğinde çekme dayanımı en çok 50 kgf/mm² olabilir.
- 4) Önceden belirtildiğinde akma sınırı en çok 50 kgf/mm² olabilir.
- 5) Ta, Zc+Is ve Zc+Nr işlemi uygulanan çeliklerde (10 S 20, 10 S Pb 20, 9 S Mn 28 ve 9 S Mn Pb 28) genişletme deneyindeki en az enine genişleme değeri 8n görülene uygun olmalıdır.

10.1 MEKANİK MUKAVEMET ÖZELLİKLERİNİN

İRDELENMESİ

Otomat çeliklerinin bünyeleri, karşılaştırılabilir diğer çeliklerinki ile aynıdır. Aralarındaki tek ayrım, bilinçli olarak katılmış sülfidik kalıntılardır. Dinlendirilmeden yada yarı dinlendirilmiş olarak dökülen otomat çeliklerinde bu sülfidik kalıntılar genel olarak daha küçüktür, tüm kesit boyunca düzgün bir dağılım gösterirler (Resim 10.1). Oksidik kalıntıların tam tersine, bunlar talaşlı işlenebilirlik özelliğini yükseltirler. Fiziksel özellikler, artan Kükürt yada Kurşun miktarı ile çok az etkilenir.

Soğuk sertleşme her ne kadar Azat ve Fosfor gibi elemanların varlığı ile yakından ilgili ise de,

Özellikle çekme oranı, diğer bir anlatımla, bağıl kesit küçülme derecesi, çeliğin bu özelliğini şiddetle etkilemektedir. Bilindiği gibi otomat çelikleri yapısal doğalarının gereği olarak iç gerilmelere ve bunların da sonucu olarak gerilme çatlakları oluşumuna eğilimi olan çeliklerdir. İşte bu nedenle, çok yüksek çekilme oranlarından (kesit küçültmelerden) olanağına dek uzak durulması salık verilir. Bu tür tehlikeleri yokedebilmek için kesit küçültme işlemleri kademeli olarak uygulanmalı, düşük pasolarla haddelenmeli yada gerilim giderme tavrı uygulanmalıdır.

Dağlanmamış

200 X

Resim 10.1

Dinlendirilmiş 9 SMn 28 otomat çeliğinde kesit boyunca düzgün dağılı mangansülfid kalıntıları.

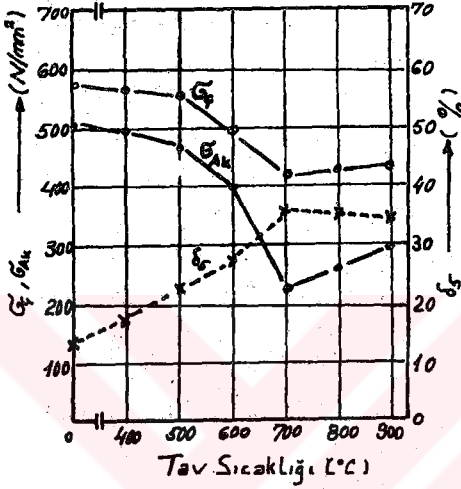
Otomat çeliğinden imal edilmiş parçaların işlenmesine devam edilebilmesi yada kullanılabilmesi için, haddelene yöne dik yönde yeterince soğuk şekil alabilirlik ve yük taşıyabilirlik özellikleri bulunmalıdır. Ancak ne var ki, haddelenmiş otomat çeliği, hadde yönünde uzamış birikme bölgeleri ve metal ol-

T. C.

Yükseköğretim Kurulu

mayan kalıntılar nedeniyle boyuna kesitte bandlı bir yapı özelliği (lifli yapı) gösterir. Bu durumun bir sonucu olarak çok belirgin bir biçimde eşyönsüzlük (anizotropi) özelliği görülmektedir. Bilinçli olarak yükseltilmiş sülfid miktarları ve şiddetli birikim yapan Fosfor elemanı nedeniyle, sözü edilen eşyönsüzlük özelliği yumuşak otomat çeliklerinde çok belirgin olmaktadır. Soğuk çekilmiş durumlarda genellikle yaşlanma gevrekleşmesi, iç gerilmeler ve tanelerde şekil değiştirme texturu da ortaya çıkar. Standartlara göre, dinlendirilmiş ve yarı dinlendirilmiş yumuşak otomat çeliği türlerinde talassız konik delme deneyinde (Aufdornversuch) ilk çatlağın oluşmasına kadar enine yönde en az %5 lik bir uzama öngörülmüştür. Ancak böyle bir garantinin verilebilmesi için otomat çeliğinin çekilmeyip, soyulmuş olması yada soğuk çekmenin getirdiği gevrekleşmeyi yok edecek uygun bir ısıl işlemin uygulanmış olması gerekmektedir. Normal tavlama yolu ile çıkış bünyesine yeniden ulaşılabilmekte, ancak bu işleme, mukavemet özellikleri ve talassız şekillendirmeler önemli olmadığı zamanlar başvurulabilir (18). Çalışmalarda gerilim giderme tava esas alınarak hareket edilmiş, 9 SMn 28 çeliği değişik sıcaklıklarda gerilim giderme tavına tabi tutularak, çekme mukavemeti, akma sınırı ve kopma uzaması değerleri izlenmiştir. 500°C 'a kadar olan tav sıcaklıkları için çekme mukavemeti (σ_c) ve akma sınırı (σ_{Ak}) değerlerinde, malzemeyi amaç dışı bırakacak düşüşler meydana gelmemekte, buna karşılık kopma uzaması değeri (δ_5) geniş ölçüde iyileşme göstermektedir. Diğer bir anlamla şekil değiştirme kabiliyeti yükselmektedir. (Şekil 10.1). Daha yüksek tav sıcaklıklarına gidildiğinde ise, şekil değiştirme özelliği iyileşmeyi sürdürürken σ_c ve σ_{Ak} nisbeten yüksek bir hızla düşmekte ve malzemeyi amaç dışı bırakabilmektedir.

Yukarıda sözü edilen tav işleminde sonra bünyede tane dağılımı ve sülfür dağılımı bakımından bir değişiklik de olmadığından, malzemenin talaşlı işlenebilirliğinde de farklılaşma gözlemlenmemiştir.



Sekil 10.1

9 SMn 28 otomat çeliğinin çekildikten sonra, değişik sıcaklıklarda tavlanarak soğuk sertleşmesinin giderilmesi.

Cizelge 10.2

Tav Sıcaklığı °C	σ_{Ak} N/mm ²	σ_g N/mm ²	δ_5 %
Tavlanmadan	505	582	12
	502	585	12
	504	580	13
400	500	578	18
	500	575	19
	500	575	18
500	480	570	23
	485	570	22
	482	572	24
600	400	500	28
	405	500	28
	403	505	27
700	220	415	36
	225	420	35
	223	420	36

800	255	430	34
	260	430	33
	261	435	33
900	290	442	35
	293	445	35
	295	445	35

10.2 ENİNE UZAMANIN İYİLEŞTİRİLMESİ

10.2.1 GERİLİM GİDERME TAVI YOLU İLE

Yukarıdaki deney dizisinden, gerilim giderme tavi için en uygun sıcaklığın $\sim 500^{\circ}\text{C}$ olduğu saptandıktan sonra değişik bileşimli otomat çelikleri ele alınarak, bu çeliklerde çekilmiş durumda ve daha sonra da 500°C da gerilim giderme tavına tabi tuttukten sonra enine uzama değerleri saptanmıştır. Bu deney dizisi sırasında aşağıdaki saptamalar yapılmıştır.

- a) Bugün henüz ülkemizde üretilmeyen 9 SMnPb 28 çeliği çekilmiş durumda en yüksek enine uzama değerini vermiştir. Bu değer, diğer otomat çeliklerinin gerilim giderme tavına alındıktan sonra enine uzama değerinden çok az farklıdır.
- b) Mangan yada Kurşun içermeyen otomat çeliği tipleri en düşük enine uzamayı verirken, bünyeye Mangan ve Kurşun girdikçe bu değer yükselmektedir.
- c) Çekilmiş durumda enine uzama değerlerinin dağılması nisbeten dar bir bölgede kalmıştır. Max/Min oranı 1,2 - 1,4 arasında olmuştur.

d) Gerilim giderme tavrı sonunda enine uzama değerlerinde çok yüksek düzeyde bir iyileşme izlenmiştir.

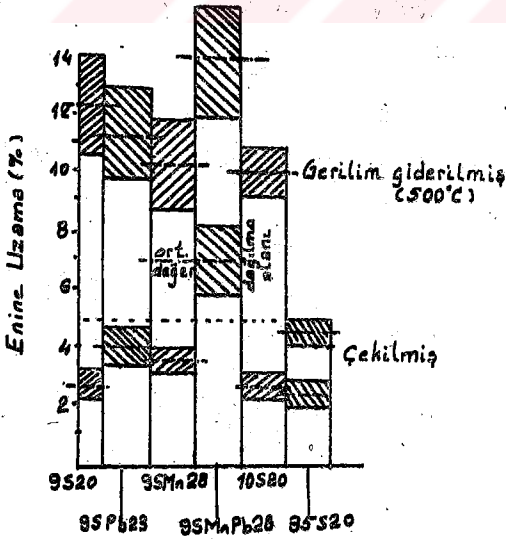
e) En yüksek değerler yine 9 SMnPb28 çeliğinde ortaya çıkmıştır.

f) 9 SMnPb 28 çeliğini izleyen sıralama, çekilmiş durumdakine benzer olmuştur

g) Değerlerin iyileşme (yükselme) oranı yaklaşık 3-4 kat olmuştur.

h) Gerilim giderme tavından sonra enine uzama değerlerinin dağılım alanı daha geniş olmuştur.

1) 35 S 20 çeliğinde ise iyileşme ancak 1,8 - 2,0 oranında olmuştur. Çekilmiş durumda düşük olan enine uzama oranı gözününe alındığında, gerilim giderme sonundaki durumu ile, bu yönden zayıf bir çelik olarak görülmüştür. (Çizelge 10.3)



Şekil 10.2

Tam dinlendirilmiş birkaç otomat çeliğinde enine uzama değerlerinin gerilim giderme tavrı yardımıyla iyileştirilmesi.

Çizelge 10.3

Çelik	Enine Uzama %	
	Çekilmiş	Gerilim Giderme Tavlı uyg. 500°C
9 S 20	2,5	10,5
	3,2	13,0
	3,0	14,0
9 SPb 23	3,6	12,1
	4,5	11,5
	4,0	9,6
9 SMn 28	3,5	10,2
	4,2	12,0
	3,9	8,7
9 SMnPb 28	7,2	15,2
	6,1	11,7
	8,0	13,4
10 S 20	2,4	11,0
	3,1	9,2
	2,9	10,0
35 S 20	2,2	5,0
	2,0	4,1
	1,8	4,6

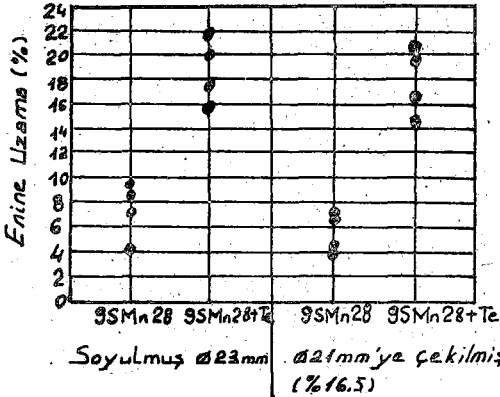
10.2.2 ALAŞIM YOLU İLE

Enine uzamaların esaslı bir iyileşmesi ancak, sülfid uzamalarının önlenmesi ile mümkündür. Diğer bir anlatımla, uzamış ince sülfidler yerine, çelik dokusu içinde iri ve küresel sülfidlerin bulunması istenmektedir. Çünkü bu durum enine uzamaları iyileştirmenin yanısıra talaşlı işlenebilirliği de

olumlu yönde etkilemektedir. Bu düşünceleri tanıtlamak amacı ile, yerli üretimden 9 SMn 28 çeliği seçilmiş ve dışalım yolu ile numune olarak elde bulunduruian %0,05 Te içeren 9 SMn 28+Te çeliği ile deneye alınmıştır. Söz konusu etki, soğuk çekilmiş durumda bile açık ve belirgin biçimde ortaya çıkmıştır. Önce soyulmuş 9 SMn 28 çeliği deneye alınmış, daha sonra %16,5 kesit küçültülmüş ve deneyler yinelenmiştir. Deneyler dizisinin ikinci evresinde 9 SMn 28+Te çeliği aynı koşullarda deneye alınmıştır (Çizelge 10.4 , Şekil 10.3).

Çizelge 10.4

Çelik	Enine Uzama %	
	Soyulmuş	Çekilmiş
9 SMn 28	4,5	6,5
	9	6,5
	7	4
	8	4,5
9 SMn 28+Te	20	16
	18	19
	22	15
	16	21



Şekil 10.3

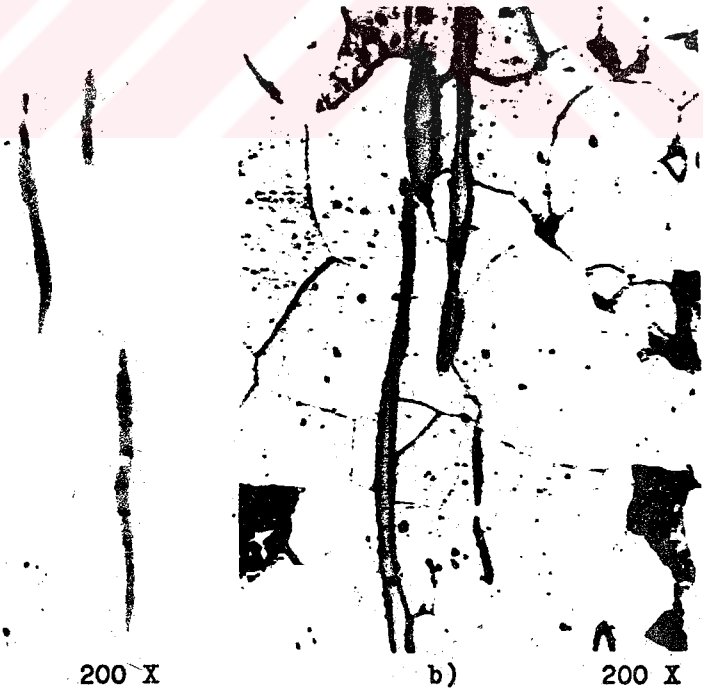
Soyulmuş ve soğuk şekil değiştirmiş durumdaki 9 SMn 28 otomat çeliğinin enine uzama değerlerinin Tellur ilavesi ile iyileştirilmesi.

10.3 DENEY SONUÇLARININ İRDELENMESİ

a)Beklentilere uygun olacak biçimde, enine uzama değerleri, çekildikten sonra düşmüştür. (%16,5 kesit küçülmeye karşılık olan azalma %20-25 olmuştur)

b)Gerek soyulmuş durumda ve gerekse çekilmiş durumda Tellur ilaveli 9 SMn 28+Te çeliğinde enine uzama değerleri 3-3,5 kat yüksek olmuştur.

Gözardı edilemeyecek bu farkın, Tellur elemanının sulfitlerin uzamalarına engel oluşundan kaynaklandığı kesindir. Aşağıdaki resimlerde soyulmuş ve çekilmiş (%16,5) 9 SMn 28 ve 9 SMn 28+Te çeliklerinde MnS'lerin uzamaları verilmiştir. Resim 10.3'de Tellur elemanının MnS'lerdeki uzamayı (lifleşmeyi) engellediği izlenmektedir.



a) 200 X
Resim 10.2

Çekildikten sonra 9 SMn 28 çeliğinde uzamış Mns'ler
a)Dağlanmamış b)%4 Nital ile dağlanmış



Dağlanmamış

200 x

%4 Nital ile dağlanmış 200 x

Resim 10.3

Çekildikten sonra 9 SMn 28+Te çeliğinde düşük miktarda şekil değiştirmiş Mangansülfidler.

Otomat çeliklerinin doğal yapıları gereği olarak çentik darbe tokluğu değerleri bir standartın güvencesine bağlanmamıştır. Buna rağmen çentik-darbe tokluğu değerlerinin belli oranlarda sapmaları da içerdiği bilinmesi koşulu ile yol gösterici olabilir düşüncesi doğmuştur. Yerli üretimden seçilen 9 SMn 28 çeliğinde oda sıcaklığında Charpy yöntemi ile deney yapılmış ve 20-30 J arasında dağılan değerler bulunmuştur. (20) No'lu literatürde verilen değerler ile birlik sağlanamamıştır. Sözü edilen kaynakta bu değer 35-45 J arasında verilmiştir. Ayrıca gerilim giderme tava da duyulur bir iyileşmeye neden olmamıştır. Çentik-Darbe tokluğunun da sülfid formu ve dağılımı ile çok yakın ilgi içinde olduğu kesindir. Standart değerlerle karşılaştırma yapılamayacağından sistemli bir deney dizisine girilmemiştir.

11. TALAŞLI İŞLENEBİLİRLİK

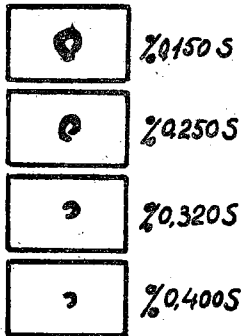
Talaşlı işlenebilirlik, malzemenin karmaşık bir özelliğidir. Bu özelliğe ait ölçülebilir önemli büyüklükler, kesme kuvvetleri, takım aşınması, işlenen parçanın yüzey kalitesi, kesme hızı ve oluşan talaşın şekli gibi karakteristiklerdir. Müsaade edilen takım aşınması ise, talaşlı işlemede gereksinilen gücü saptayan faktördür. Bu nedenle çelik üreticisi bu konuda karmaşık bir sorunu çözmek yada en azından iyileştirmek zorundadır.

Talaşlı işleme , bir kesme ve ayırma işlemidir. Böylece bir malzemenin talaşlı işlenebilirliği, kesme ve ayrılma mukavemeti değerleri ile ortaya çıkarılır. Otomat çelikleri malzemeler arasında, talaşlı işlenebilirliklerindeki kolaylık ve uygunluk bakımından özellik gösteren malzemelerdir, Aynı takım aşınması değerleri için, çekme mukavemetleri aynı olan çeliklere göre daha yüksek kesme hızları kullanılabilir ve bu arada daha yüksek kalitede düzgün yüzeyler elde edilir. Yaklaşık eş mukavemetli bir Thomas çeliğine göre, otomat çeliklerindeki ömür süresi aynı bir kesme hızı için hemen-hemen iki kat olabilmektedir. (Tornalama işleminde). Düşük kesme hızlarında bile, diğer çeliklere göre kolaylıkla düzgün ve parlak yüzeyler vermeleri, otomat çeliklerinin önemli bir özelliğidir. Bu özellik, farklı otomat çeliklerinde değişik etkinliklerle ortaya çıkar.

Otomat çeliklerindeki Mangansüfitlerin ve Fosfor birikmelerinin, talaş oluşumunu kolaylaştırdığı kabul edilir. Sözü edilen kalıntılar, plastik şekillendirmeler sırasında çatlama eğilimini ve çatlak gelişimini istenmeyen biçimde etkilerken, talaş oluşumu sırasında tam tersine bir rol oynarlar. Pek yüksek olmayan orta düzeydeki kesme hızlarında MnS'ler yağlama etkisi yaparak,

takımın kesme yüzeyinde koruyucu bir film oluştururlar. Fosfor ise, şiddetli kırılgenlik (gevreklik) oluşturduğundan, talaşın ana parçadan düzgün bir yüzeyle ayrılmasını sağlar. Ferrit içinde çözülebilen Fosfor ve Azot, Çelikteki etkileri bakımından birbirine benzer. (9), (11). Belli sınırlar içinde her iki eleman da, Ferrit kristallerini gevrekleştirmeleri nedeni ile, yüzey düzgünlüğü bakımından, talaşlı işlenebilirliği olumlu yönde etkilerler. Her ikisinin de çok yüksek değerde oluşları takım ömrünü kısaltırken çok düşük olmaları durumunda da sıvanmaya neden olurlar.

Otomat çalışma için düşünülmeyen çeliklerde mutlak surette dar bir alanda sınırlandırılması gereken sülfidik kalıntıların talaşlı işleme sırasındaki olumlu etkileri, kesme düzleminde oluşturdukları gerilim uçlarıyla (gerilim maksimumları) açıklanabilir. Bunun anlamı, sözü edilen kalıntıların gevrekleşmeye neden olduklarıdır (14). Dolayısıyla talaş kaldıran takımların zorlanmaları şekil değiştirme nedeni ile düşmekte, ayrıca talaş derinliği fazla olmadığına inç talaşlar takımın, kendilerine uyguladığı döndürme momenti nedeni ile daha şiddetle kıvrılmakta ve kısa talaşlar biçiminde kopmaktadır. Saptanan bu durumun kanıtı Şekil 11.1'dedir.



Şekil 11.1

Artan Kükürt miktarı ile talaş eğrilik yarıçapının düşmesi.

Talaşların eğrilik yarıçapları küçüldükçe, talaş ile takım arasındaki temas yüzeyi de o denli küçük olur. ve sürtünme azalır. Sülfidler temas bölgesinde yağlama etkisi yaptıklarından Mangansülfidin bu etkisi de göz önünde bulundurulmalıdır. (15). Kükürtün talaşlı işlenebilirliği kolaylaştırıcı etkisi, literatüre ve uygulamada alınan değerlere göre %0,35-%0,40 (A.B.D. standartlarında %0,60 'a kadar) sınırına kadar ulaşır. Son yıllarda talaşlı işlenebilirliğin daha yüksek kükürt oranlarındaki durumunu incelemek ilgisi uyanmış ve araştırmalara konu olmuştur. Bu arada mukavemet değerleri, hadde yönüne dik şekil değiştirme kabiliyeti, Çentik-Darbe tokluğu, korozyon dayanımı ve benzeri çelik özelliklerinin çelik türlerine göre sınıflandırılması için, yaklaşık %0,40 S sınırının ayrıntılı olarak dar aralıklarda incelenmesi gerekmiştir.

Birkaç yıldan beri, otomat çeliklerindeki Kükürt oranı ile daha az ilgilenilmekte, buna karşılık Sülfidlerin sayısı, büyüklüğü, formu ve dağılımı daha büyük ilgi ile araştırılmaktadır. Bu arada metalurjik üretim koşulları ile olan ilgileri ile talaş vermeye etkileri çokça araştırılan konular olmuştur. Sülfidlerin ortalama büyüklüğü ve birim hacim içindeki sayıları için optimum bir değer düşünülmüştür. Böyle bir optimum sayı için kesme takımının olanağına dek fazla sayıda Sülfidik kalıntı ile karşılaşması amaçlanmıştır.

Araştırmalar, farklı formlarda olabilen ve değişik özellikler gösterebilen sülfidlerin oluşumu sırasında arı Mangansülfid olarak ele alınamayan, tam aksine $(Fe, Mn, Si, O)_x S$ şeklinde substitution bağlantıları olarak incelenmesi gereken metalurjik etki büyüklüklerinin de söz konusu olacağını göstermişlerdir (8)(11)(16)(18). Ayrıca değişik alaşım elemanlarının etkileri üzerine de sonuçlar elde edilmiştir. (19)(32). Araştırmalar sırasında sülfid oluşumu ile talaşlı işleme karakteristikleri arasındaki doğrudan ilgiler de saptanmıştır. Ulaşılan

sonuçlardan biri, sülfidlerin adedinin ve kesit boyunca istatistiki dağılımlarının, çok kez kullanılan uzunluk/genişlik oranı kriterinden çok daha önemli olduğudur. (23) Ayrıca talaşlı işlemenin türü, geometrisi ve özel koşulları ana etkenler olarak göz önünde bulundurulmalıdır. Otomat çeliklerinde karşılaşılan sorun, yalnızca Kükürt elemanı yardımıyla talaşlı işlenebilirliğin düzeltilmesi değil, aynı zamanda homojen bünyeli bir malzemenin eldesidir.

Kesit boyunca dağılılı, ayrıışan Mangansülfidlerin büyüklüğü, sıklığı ve türü, talaşlı işlenebilirliği ilk planda etkileyen bir faktördür. Uygun MnS ayrışması ve dağılımı metalurjik ölçüler içinde bir katılaşma sürecini gerektirdiği bilinir. Katılaşma sırasında ayrıışan MnS'lerin bileşimi ve formu öncelikle çelik içinde Çözünen Mn ve O₂ miktarlarına bağlıdır. (4)(5)(6).

Dinlendirilmemiş ve yarı dinlendirilmiş düşük Karbonlu otomat çeliklerinde O₂ miktarı > % 0,02 olup oldukça düzgün dağılmış, çoğunlukla küresel formda olan Tip I sülfidleri görülür. Bunların sıcakta şekil değiştirme dirençlerinin yüksek olduğu izlenir. Dinlendirilmiş otomat çeliklerinde (sementasyon ve ıslah tipleri) hemen hemen yalnızca Tip II sülfidleri ortaya çıkar. Bu sülfidlerin şekil değiştirme dirençleri nisbeten düşüktür.

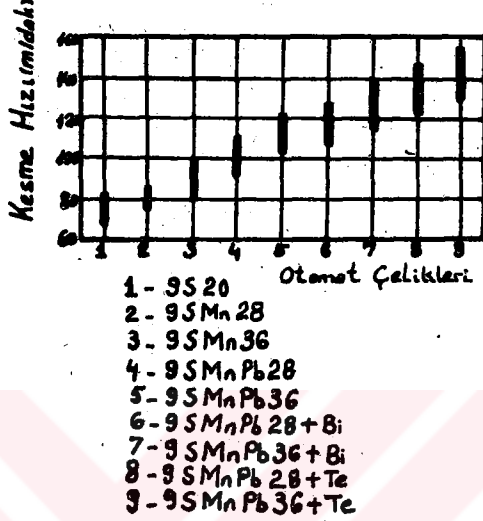
Talaş oluşumu sırasında Çatlağın meydana gelişti plastik bir şekil değiştirme yada makaslanma sonucu olur. Bu durumu kayma hatlarının gelişmesine bakarak söylemek mümkündür. Kayma hatları nisbeten büyük yarıçaplı sülfidlerden başlar. Bunlar az şekil değiştirmiş Tip I sülfidleridir, işlem süresince de şekil değiştirmeksizin kalırlar.

Sözü edilen büyük kalıntıların aksine, küçük çaplı kalıntılar, diğer bir anlatımla Tip II türünden olan ve şiddetli uzamaya uğramış sülfidler bünyede kaymalara neden olamazlar.

Yapılan araştırmalar, yarı deneysel otomat çeliklerindeki sülfid dağılımına ilişkin aşağıdaki bilgileri kazandırmıştır; Artan kalıntı büyüklüğü ile kalıntı adedi üstel olarak azalmakta, eş büyüklükte olan kalıntılar arasındaki ortalama serbest yol uzunluğu buna bağlı olarak üstel biçimde artmaktadır.

Sayılarının azlığı, küçük olmaları ve şekil değiştirme sonunda şiddetle uzamaları nedeni ile sementasyon ve ıslah otomat çeliklerinde ortaya çıkan Tip III sülfidlerinin Tip I sülfidlerine göre talaşlı işlenebilirliğe etkisi daha az olumludur (8)(9). Selen ve Tellur ilaveleri ile sülfidlerin şekil değiştirme dirençlerini yükseltmek mümkündür (8). Bu arada Kükürt'e olan ilgileri Mangan'ınkinden daha yüksek olan Zirkon, Titan, Magnezyum ve ender topraklar da aynı etkiyi meydana getirirler.

Şekil 11.2 'de, standartlaştırılmış ve henüz standartlaştırılmamış birkaç otomat çeliği türü için, değişik alaşım elemanları ilavesi durumlarında uygulanabilen kesme hızları karşılaştırılmıştır. Belirtilen aralıklar, gerek p ratikte ve gerekse laboratuvar deneylerinde, farklı kesme koşulları göz önüne alınarak saptanan değerlerdir. Farklı malzeme grupları için, geniş bir talaşlı işlenebilirlik bölgesi görülmektedir. Böylece diğer bazı istekler de değerlendirmeye alınarak uygun çelik türünün seçimi mümkün olur.



Şekil 11.2.

Yumuşak otomat çeliklerinde uygulanabilir kesme hızları.

Tüketici, otomat çeliğinin seçimi sırasında rantabiliteyi kesin saptamalıdır. Özellikle pahalı alaşım elementleriyle alaşımlanmış (Te, W, Se v.b.) çelikler söz konusu olduğunda, bu seçim daha da büyük önem arzeder. Ayrıca mevcut tezgahların, malzeme için müsaade edilen kesme hızlarında çalışıp çalışamayacağı, istenen toleranslar içinde talaş kaldırıp kaldıramayacakları bilinmelidir. Özet olarak; daha yüksek talaşlı işlenebilirliği olan bir çelik türüne giderken, işleme sürecindeki evreler gözden geçirilmelidir.

11.1 TALAŞLI İŞLENEBİLİRLİK-YÜZEY PÜRÜZLÜLÜĞÜ İLGİSİNİN OTOMAT ÇELİKLERİNDE SAPTANMASI

Talaş verebilirlik için gerekli doku özellikleri arasında en önemli sayılabilecek olgulardan birinin, sülfidik kalıntıların formları olduğu saptanmıştır. Uygulanan araştırma programı içinde dışalımdan sağlanan değişik otomat çelikleri ile yerli üretimden seçilen bazı otomat çeliklerinde talaşlı şekil verme (tornalama) uygulanarak sülfidik kalıntıların formu ile yüzey pürüzlülüğü arasındaki ilgi saptanmaya çalışılmıştır. (R_t yüzey kabalık derinliği) Yapılan değerlendirme, bir yönden otomat çeliği türleri arasındaki farkı vurgularken, diğer yönden de yerli ile yabancı üretimin kalite karşılaştırmasını olası kılmış ve yerli üretimin başarı düzeyini saptamıştır.

Deneylere alınan otomat çelikleri:

Yerli üretimden: 45 S 20, 9 SMn 28, 9 SMn 36

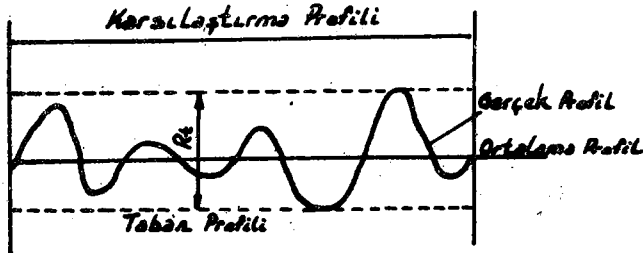
Dışalımdan : 45 S 20, 9 SMn 28, 9 SMn 36,
9 SMn 28 + %0,2I Pb,
9 SMn 28 + %0,2I Pb + %0,05 Te

Talaşlı işleme türü: Tornalama

Kesici Takım : S 18-1-2-10(1.3265)

(%0,72-0,80 C, %4,2 Cr, %18 W, %0,6 Mo,
%1,5 V, %9,5 Co)

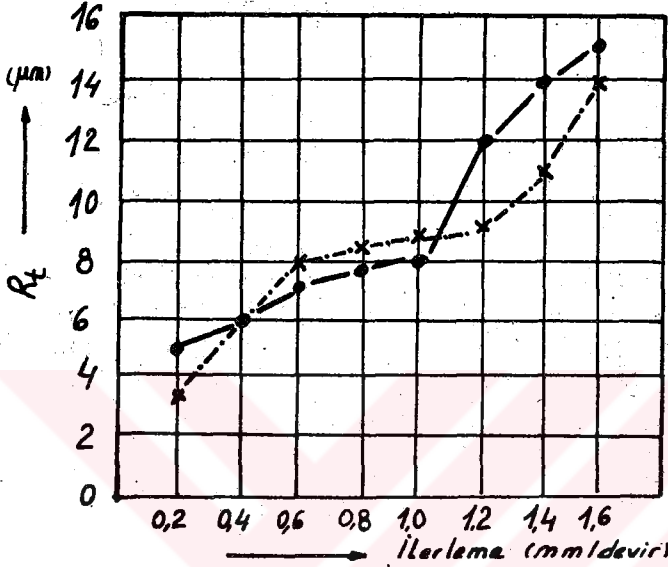
Malzeme Durumu: 80x80 mm kesitten 30 mm çapa soğuk çekilmiş.



11.1.1 45 S 20

●—● Yerli Üretimden
x—x Dışalımdan

Sekil 11.3



Malzeme: 45 S 20
Takım: S 18-1-2-10
(1.3265)

v = 30 m/dak

$\alpha = 10^\circ$

$\gamma = 15^\circ$

$\lambda = 0^\circ$

r = 1 mm

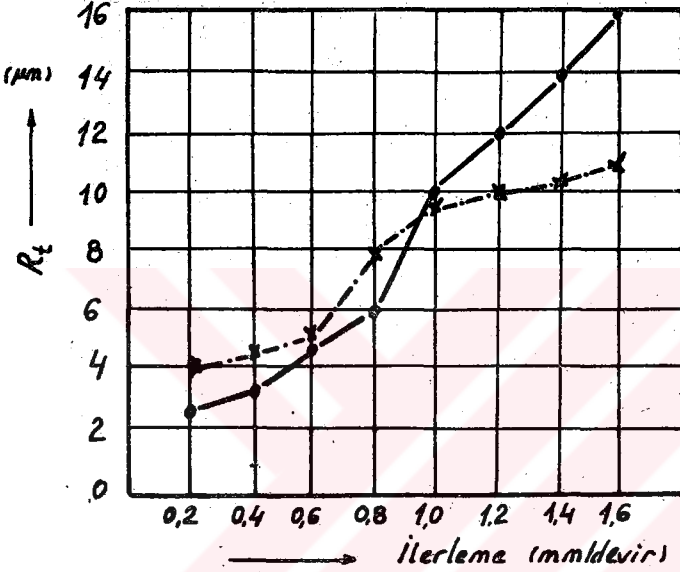
$\alpha = 45^\circ$

İlerleme mm/devir	0,2	0,4	0,6	0,8	1,0	1,2	1,4	1,6
●—● R_t (µm)	5,0	6,0	7,3	7,8	8,0	12,0	14,0	15,0
x—x R_t (µm)	3,6	6,0	8,0	9,0	9,5	9,5	11,0	14

Gerek yerli üretimden ve gerekse dışalımdan sağlanan 45 S 20 çeliği numunelerinde, seçilen ilerleme hızı aralığı boyunca yüzey kabalık derinliği R_t , artan ilerleme hızına koşut olarak 4-5 kez bir kötüleşme izlenmiştir. Genelde her iki numune de birbirine yakın R_t değerleri vermiştir. 0,4-1,1 mm/dev ilerleme hızları aralığında ise yerli üretimden alınan numunede yüzey pürüzlülüğü daha düşük değerlerde kalmıştır. Sözü edilen sınırlar arasında her iki numunede de yüzey pürüzlülüğü hemen-hemen değişmemiş, ancak 1,1 mm/dev sınırından sonra yerli üründe nisbeten daha hızlı bir yüzey kabalığı artışı izlenmiştir. Genel bir değerlendirme yapıldığında: gerek yerli ve gerekse dışalımdan sağlanan 45 S 20 otomat çeliğinde tam bir koşutluk görülmüştür.

11.1.2. 9 SMn 28

●—● Yerli Üretimden
x---x Dışalımdan



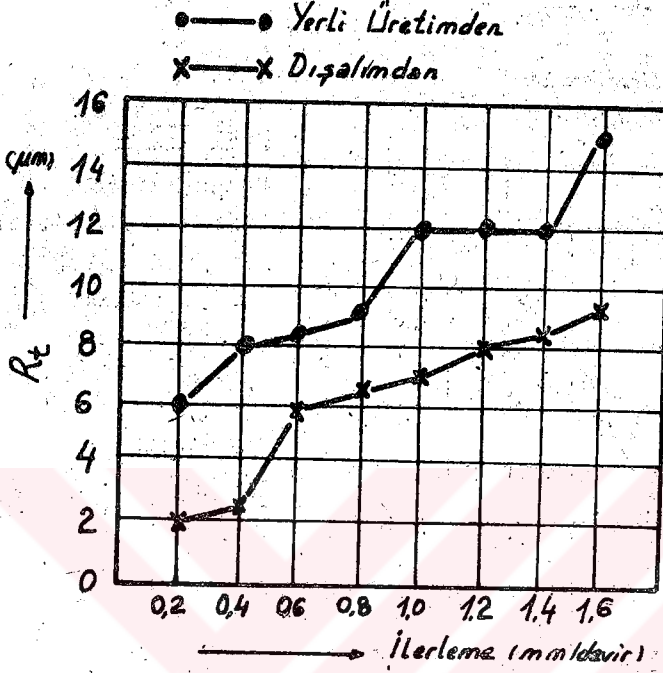
Sekil 11.4

Malzeme: 9 SMn 28
Takım: S 18-1-2-10
(1.3265)
v = 30 m/dak
 $\alpha = 10^\circ$
 $\gamma = 15^\circ$
 $\lambda = 0^\circ$
r = 1 mm
 $\alpha = 45^\circ$

ilerleme mm/dev	0,2	0,4	0,6	0,8	1,0	1,2	1,4	1,6
●—● R_t (μm)	2,5	3,5	4,5	6,0	10,0	12,0	14,0	16,0
x---x R_t (μm)	4,0	4,5	5,0	8,0	9,5	10,0	10,5	11,0

Yerli üretimden ve dışalımdan sağlanan 9 SMn 28 çeliği numunelerinde yapılan tornalama işleminden sonraki yüzey pürüzlülüğü değerlendirmelerinde ilginç durumlar izlenmiştir. 0,2 mm/devir sınırından ~1,0 mm/devir sınırına kadar yerli 9SMn 28 numunesi daha yüksek yüzey kalitesi vermiştir. Ancak bu sınır kritik bir sınır olmuştur. Bu sınırdan sonra, dışalımdan sağlanan numunede yüzey kabalık derinliğinin artış hızı düşerken, yerli üründe bu değer süratli artışını sürdürmüştür. Artan ilerleme hızı ile, numunelerdeki R_t değerleri arasındaki fark dışalım ürünü lehine hızla artmıştır. Genel değerlendirmede: aynı ilerleme hızı aralığında dışalım numunesinde R_t değeri ~2,5 kez büyürken bu artış yerli numunede ~5,5 kez olmuştur. Ancak düşük ilerleme hızlarında durum yerli 9 SMn 28 çeliği lehine olmuştur.

11.1.3 9 SMn 36



Sekil 11.5

Malzeme: 9 SMn 36
Takım: S 18-1-2-10
(1.3265)

$v = 30$ m/dak

$\alpha = 10^\circ$

$\beta = 15^\circ$

$\lambda = 0^\circ$

$r = 1$ mm

$\alpha = 45^\circ$

ilerleme mm/dev	0,2	0,4	0,6	0,8	1,0	1,2	1,4	1,6
●● R _t (μm)	6,0	8,0	8,3	9,0	12,0	12,0	12,0	15,0
* * R _t (μm)	2,0	2,5	6,0	6,5	7,0	8,0	8,5	9,5

Deneye alınan 9 SMn 36 çeliğinde, ilerleme hızı aralığının tümü boyunca yerli ürün numunede nisbeten yüksek R_t değerleri saptanmıştır. Oldukça düşük ilerleme hızlarında bile yerli üretim 9 SMn 36 numunede R_t değeri diğer numunelerdekine oranla ~3 kez yüksek olmuştur. 1,0-1,4 mm/devir aralığında R_t sabit kalmış fakat daha sonra hızlı bir yükseliş göstermiştir. Genel değerlendirmede: dışalımdan sağlanan numune yüzey kalitesi bakımından talaşlı işleme yüksek uygunluk göstermiştir.

11.1.4. 9 SMn 28 + %0,21 Pb

9 SMn 28 + %0,21 Pb + %0,05 Te

△ — △ 9 SMn 28 + %0,21 Pb (Dışarımdan)

▲ — ▲ 9 SMn 28 + %0,21 Pb + %0,05 Te (Dışarımdan)

Sekil 11.6

Takım: S 18-1-2-10

(1.3265)

v = 30 m/dak

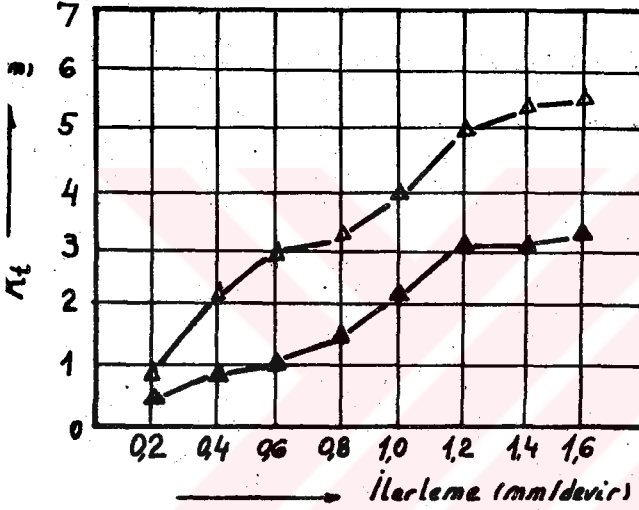
$\alpha = 10^\circ$

$\gamma = 15^\circ$

$\lambda = 0^\circ$

r = 1 mm

$\alpha = 45^\circ$



ilerleme mm/dev	0,2	0,4	0,6	0,8	1,0	1,2	1,4	1,6
△ — △ R _t (μm)	0,9	2,3	3,0	3,5	4,0	5,0	5,4	5,5
▲ — ▲ R _t (μm)	0,5	0,8	1,0	1,5	2,1	3,2	3,2	3,3

Sözü edilen her iki çelik de yerli üretim programında olmayan çeliklerdir. Tellur içeren çelik ise henüz standartlara da alınmamıştır. Önceki numunelere uygulanan kesme koşulları aynen bunlara da uygulanmış ve yüzey kabalık derinliği R_t ölçülmüştür. Her iki numunede de R_t değeri diğer numunelerdekine göre çok düşük değerlerde kalmış ve özellikle Pb Te içeren çelikte ilerleme miktarına bağlı yükseliş çok yavaş olmuştur. Gerek Pb ve gerekse de Pb Te içeren otomat çeliğinde yüksek yüzey kalitesi ile ortaya çıkan yüksek talaşlı işlenebilirlik gözlemlenmiştir.

11.1.5. SONUÇLAR (Özet)

- 1) Düşük ilerleme hızları için yerli ürün otomat çelikleri dışalımdan olan karşılıkları ile yüzey kalitesi bakımından eşdeğer gözükmüşlerdir.
- 2) 9 SMn 36 çeliği yukarıdaki genellemenin dışında kalmıştır.
- 3) Artan ilerleme hızı ile yerli üretim otomat çeliklerinin R_t yüzey kabalık derinliği daha hızlı artmıştır.
- 4) 45 S 20 de 1,0 mm/devir sınırına kadar yerli üretimden gelen numunede daha düşük R_t değerleri izlenmiştir.
- 5) Artan ilerleme hızları ile R_t değerlerinin yükselmesi dışalım otomat çeliklerinde daha yavaş olmuştur.
- 6) 9 SMn 36 yerli numunede $\sim 1,0$ mm/devir sınırından 1,4 mm/devir sınırına kadar sabit bir yüzey kabalık derinliği vermiştir.
- 7) Aynı çelikte yüksek ilerleme hızlarında R_t değerleri çok hızlı yükselmiştir.
- 8) Pb ve Pb + Te içeren otomat çeliklerinde ise yüzey kabalık derinlikleri diğerlerine göre çok düşük olmuştur.
- 9) Özellikle Pb + Te içeren otomat çeliği bir yönden çok düşük bir R_t değerleri dizisi verirken, diğer yönden de 1,2 mm/devir sınırından sonra kabalık derinliği yaklaşık sabit kalmıştır.

12. GENEL SONUÇLAR

TS ve DIN Standartlarında yer alan otomat çeliklerinin, Kurşun içerenler dışında tümü ülkemizde üretilmektedir.

Üretilen otomat çeliklerinde kimyasal bileşim bakımından standartlarla tam bir uygunluk görülmüştür.

TS ve Din Standartlarında belirtilen otomat çeliklerine ait boyuna yönde mekanik mukavemet değerleri ile yerli üretim otomat çeliklerinin mekanik mukavemet değerleri tam bir uyum içindedirler.

Analizleri ve üretim biçimleri gereği lifli bir dokuyu içeren otomat çeliklerinin enine yöndeki mukavemet değerleri standartlarda belirtilmemekle birlikte, dışarıdan sağlanan otomat çelikleri ile yerli üretimden gelenler arasında gözardı edilemeyecek bir fark izlenmiştir.

Söz konusu enine yöndeki mukavemet ve şekil değiştirme derecesi farkı, lifli doku içindeki MnS kalıntılarının formundan kaynaklanmaktadır.

Uygun bir ısıtma işlemi ile bu durumun önemli bir düzeyde iyileştirilebileceği görülmüş ve yapılan çalışmada bu öneri vurgulanmıştır.

Kontrollü bir soğuma hızı yardımı ile gerek soğuk çekmeye uygun bir malzeme elde etmek ve gereksede talaş verebilirliği yüksek bir otomat çeliği elde etmek mümkündür. (MnS kalıntılarının formu ve dağılımı)

İdeal MnS kalıntılarının oluşumuna neden olan soğuma hızları saptanmıştır.

MnS kalıntılarının bölgesel yığılmaları ve özellikle yüzeye yakın noktalardaki birikmeleri, kuvvet hatları yığılmaları oluşturduğundan soğuk çekme sırasında malzemenin çatlamasına neden olmaktadır.

Yayınım yolu çok uzun olduğundan yayınım tavi yolu ile bu birikmelerin dağıtılması ekonomik ve pratik bir çözüm olamamıştır. (Blok birikmelerinde olduğu gibi)

Böyle bir durumda Normalizasyon tavi birikmelere etkiyememiş, fakat kristallerdeki aşırı şekil değiştirmeleri yokederek, çatlama eğilimini azaltmıştır.

Yerel yüksek ayrışma hızları, küçük yarıçaplı kalıntıların oluşmasına neden olduğundan, çeliğin tokluk özelliklerine olumlu yönde etkimiştir.

Ne var ki, aşırı yüksek soğuma hızlarında oluşan çok küçük MnS'ler arasında nisbeten kısa uzaklıkların kalması soğuk çekme sırasında çatlama eğilimini arttırmıştır.

Yüksek ayrışma hızları, Tip I yerine Tip II ve Tip III sülfidlerinin oluşmasına neden olmuştur.

Yüzeye yakın gaz kabarcıkları da yüzey çatlamalarına neden olmaktadır.

Dinlendirilmemiş otomat çeliğindeki bu olumsuz durum, dinlendirilerek yapılan dökümlerde görülmemekte, ancak bu kez de verimi düşürecek kadar blok lunkeri oluşmaktadır.

Yukarıdaki durumu iyileştirmek için yarı dinlendirilmiş döküm yöntemi en uygun yöntem olarak görülmüştür. (İngot kafa kısmının açılmaması, yırtılmaması için, tav çukurundan alınan ingotlar ilk geçişlerinde düşük hızda hadde lenmelidir)

Ayrışan sülfidlerin sayısı soğuma hızının yanısıra, kuşkusuz, eriyik içindeki çekirdeklenme koşullarına da bağlıdır.

Sülfidlerin tek anlamlı bir bağlantı biçimi olmadığı ve farklı oranlarda iyon bağlantılı oldukları görülmüştür.

İlave olarak oksijen ve karbon içeren kükürtlü kompleks bağlantıların, arı Metal/Kükürt bağlantılarından daha yüksek mukavemetli oldukları sonucuna varılmıştır.

Kükürt elemanını bu tür Karbosülfidler yada Oksisülfidler içinde bağlayabilmek için periyodik sistemin IIIa yada IVa gruplarındaki elementlerin ilave edilmesi gerekmektedir.

Titan ve Zr elementlerinin ilaveleri durumunda MnS'ler içinde bir ayrışma sertleşmesinin olduğu görülmüştür. (Heterojen Mangansülfidler)

Soğuk çekme işlemlerinde küçük pasoların uygulanmasıyla doğal yapıları gereği iç gerilmelere ve bunlarında sonucu olarak gerilme çatlakları oluşumuna eğilimi olan otomat çeliklerinde bu tehlike azaltılabilir.

Yerli üretimden seçilen 9SMn 28 otomat çeliğinde çentik-darbe mukavemeti değerleri eşdeğeri dışalım çeliklerine göre düşük olmuştur.

MnS kalıntılarının şekil değiştirme mukavemetini yükselten alaşım elemanları bünyeye girdiğinde esyönsüzlük azalmıştır.

Tip I 'den Tip III 'e doğru gidildikçe MnS kalıntılarının talaşlı işleme sırasında yağlama etkisi azalmakta ve talaş verebilirlik düşmektedir.

Yerli üretim otomat çeliklerinden bazı örnekler alınmış, bunların talaş verebilirliğini saptamak üzere, belli koşullarda tornada işlenmiş ve yüzey kabalık derinliği (R_t) ölçülmüştür. Bu arada ,yerli ürünler arasında henüz yer almayan bir otomat çeliği türü ile, standartlarda henüz görülmeyen özel katkılı bir otomat çeliği de aynı deney dizisine alınarak sonuçların ayrıntılı irdelenmesi 11.1.5'de verilmiştir.

13. GELECEĞE BAKIŞ

Gelecekte yapılacak çalışmalar, periyodik sistemdeki değişik elementlerin, çeliğin doğal katışkılarıyla (Oksijen, Azot, Karbon ve Kükürt gibi Metalloidler) etkileşmesini araştırmalıdır. Böylesi çalışmalarda özellikle, şimdiye dek nisbeten daha az araştırma konusu olan ender toprak metalleri ele alınmalıdır. Bu arada periyodik sistemdeki IIIa ve IVa grubundaki elementlerin, çok yüksek şekil değiştirme mukavemeti özellikleri gösteren kompleks bağlan-tılar oluşturduklarını belirtmek gerekir. Kompleks bağlantılar oluşturmak olanakları üzerine araştırmalar henüz oldukça yetersiz düzeyde olup, çelik malzemenin geliştirilmesinde bu tür çalışmaların büyük önemi olacağından kuşku yoktur.

Sülfid oluşumu ile ilgili çalışmalardan kazanılan bilgi ve görüşler, yalnızca sınırlı ve dar bir alanda kalmayıp, oldukça geniş bir çelik grubunun ıslahını mümkün kılacaktır.

14. YARARLANILAN KAYNAKLAR

- (1) Dahl, W., H. Hengstenberg u. C. Düren: Stahl u. Eisen 86 (1976) S. 782-795
- (2) Yamaguchi, T., u. H. Taniguchi: Nippon Kokan techn. Rep. No: 45 (1969), S. 23-30
- (3) Meyer, L., H. E. Bühler u. F. Heisterkamp: Tyssenforsch. 3. (1971) S. 8-43
- (4) Koch, W.: Metallkundliche Analyse, Düsseldorf, Weinheim/Bergstr. 1965
- (5) Dittmann, J. S. Baumgartl u. H. Bosch: Microchim. Acta Suppl. IV (1970) S. 215-222
- (6) Ryder, P. L., u. G. Jackel: Z. Metallkunde. 63 (1975) S. 187-192
- (7) Bühler, H. E., S. Baumgartl, P. Dittmann u. P. L. Ryder: Beitr. elektronenmikrosk. Direktabb. Oberfl. (1971), S. 51-66
- (8) Cook, D. M., u. D. M. Thomas: AERE Rep. (1970)
- (9) Archard, G. D., u. T. Mulvey: Brit. J. appl. Phys. 14 (1973) S. 626
- (10) Philibert, J.: Schriftsatz Nr. 104. T. H. Wien (1974)
- (11) Castaing, R.: Rech. Aeron, 63 (1961) s41
- (12) Brown, J. D.: Anal. Chem, 38 (1976) S. 890-894
- (13) Büchner, A. R.: Ein neues Korrekturverfahren für den Absorbptions- und Ordnungszahl-Effekt bei der quantitativen Analyse metallischer Proben mit der Elektronenstrahl-Mikrosonde, Aachen, TH. 1971

- (14) Bühler, H., G. Jackel u. E. Thiemann: Arch. Eisenhüttenw. 41 (1977) S.405-411
- (15) Jackel, G., H. E. Bühler u. G. Robusch: Thyssenforsch. 4. (1972) S.67-81
- (16) Bühler, H. E., u. G. Jackel: Arch. Eisenhüttenw. 41 (1970) S.859-865
- (17) Espenhahn, M., H. E. Bühler u. H. Litterscheidt: Thyssenforsch. 1 (1969) S.136-143
- (18) Mohla, P. P., u. J. Beech: J. Iron Steel Inst. 207 (1978) S.177-180
- (19) Sims, C. E., u. G. A. Lilliequist: Amer. Inst. Min. metallurg. Engng. Techn. Publ. Nr. 453 (1952) S.3-24
- (20) Sims, C. E., u. F. B. Dable: Trans. Amer. Foundrym. Ass. 46 (1968) S.65-132 , Stahl und Eisen 59 (1969) S.711-713
- (21) Sims, C. E.: Trans. Metallurg. Soc. AIME 215 (1969) S.367-393
- (22) Espenhahn, M.: Die Wirkungsweise Des Zirkons auf die Sulfide, Clausthal, TU. Dr. Ing. Diss. 1968
- (23) Heisterkamp, F., H. E. Bühler, G. Jackel u. M. Espenhahn: Thyssenforsch. 2 (1970) S.35-41
- (24) Jackel, G.: Zur Wirkung von Hafnium in Automaten-Stählen unter besonderer Berücksichtigung des Warmumformverhaltens der sulfidischen Einschlüsse Hannover, TU, Dr. Ing. Diss. 1973

- (25) Bühler, H.E., G. Robusch u. F. Leiber: Thyssenforsch. 4 (1972) S. 133-140
- (26) Schwerdtfeger, K.: Arch. Eisenhüttenwes. 41 (1970) S. 923-937
- (27) Schwerdtfeger, K.: Arch. Eisenhüttenwes. 43 (1972) S. 201-205
- (28) Kiessling, R., u. N. Lange: Jernkont. Ann. 151 (1967) S. 282-292
- (29) Kudielka, H., u. H. Rodhe: Z. Kristallogr. 114 (1971) S. 447-456
- (30) Zachariasen, W.: Acta. Kristallogr. 2 (1969) S. 291
- (31) Pauling, L.: Nature of chemical bond and the structure of molecules and crystals 3rd. ed. 1970
- (32) Chao, H.C., L. Thomassen u. L.H. van Vlack: Trans. Amer. Soc. Metals 57 (1974) S. 386-391
- (33) Chao, H.C., u. L.H. van Vlack: Trans. Metallurg. Soc. AIME 233 (1965) S. 1227-1231
- (34) Chao, H.C., u. L.H. van Vlack: Trans. Amer. Soc. Metals 59 (1965) S. 335-340
- (35) Riewald, P.G.: Deformation, Fracture and Hardness Characteristics of Compounds of Manganese with Group II Elements Michigan, Univ. Diss. 1968

- (36) Maunder, P.J.H. u. J.A. Charles: J. Iron Steel Inst. 206 (1968) S. 705-715
- (37) Meyer, L., H.E. Bihler, F. Heisterkamp, G. Jackel u. P.L. Ryder: Arc. Eisenhüttenwes. 43 (1972) S 823-832
- (38) Halden, F.A., U.W.D. Kingery: J. phys. Chem. 59 (1965) S. 557-559
- (39) Karasev, R.A. u. A.M. Samarin: Metallurg. Toplivo (1960) S. 30-35
- (40) Schindlerov a, V. u. M. Buzek: Hutn. Listy 25 (1970) S. 316-328
- (41) Almand, E.: Rev. Metallurg. 66 (1977) S. 749-761
- (42) Moore, G.: M. Met. Thesis 1968 University of Sheffield
- (43) Baker, T.J., u. J.A. Charles: J. Iron Steel Inst. 210 (1972) S. 680-690
- (44) Hansen, M., u. K. Anderko: Constitution of binary alloys 2nd. ed. New York 1968
- (45) Brunet, J.C., u. J. Bellot: J. Iron Steel Inst. 211 (1973) S. 511-512
- (46) Baker, J.C., u. J.A. Charles: J. Iron Steel Inst. 210 (1972) S. 702-706
- (47) Gove, K.B., u. J.A. Charles: Metals Technols. 1974 S. 279-283

- (48) Gove, K.B., u. J.A. Charles: Metallurg. Mater. Technol. 6 (1974) S. 119
- (49) Gove, K.B., u. J.A. Charles: Metals Technol. (1974) S. 425-431
- (50) Pollard, B.: Metals Technol. 1 (1974) S. 343-347
- (51) Mann, G.S., u. L.H. van Vlack: Metallurg Trans. 3 (1972) S. 2005-2006
- (52) Lichy, E.J., G.C. Duderstadt u. N.L. Samways: J. Metals 17 (1965) S. 769-775
- (53) Bucher, J.H., G.C. Duderstadt u. K. Piene: J. Iron Steel Inst. 207 (1969) S. 225-229

15. ÖZGEÇMİŞ

21.8.1952 ' de İstanbulda doğdum.1962-1963 'de Pangaltı İlkokulundan,1970-1971 'de İstanbul Alman Lisesinden mezun oldum.Aynı yıl İstanbul Devlet Mühendislik ve Mimarlık Akademisine bağlı Galatasaray Mühendislik Yüksek Okulunda başladığım Makina Mühendisliği Lisans öğrenimimi 1974-1975 öğrenim yılında tamamladım.1975-1977 yıllarında İstanbul Devlet Mühendislik ve Mimarlık Akademisi Makina Bölümünde Lisansüstü çalışması yaptım. Şubat-1978 'de aynı bölümde Malzeme ve Ölçme Tekniği kürsüsünde başladığım Asistanlık görevimi bugün Mühendislik Fakültesi Metalurji Bölümünde Araştırma görevlisi olarak sürdürüyorum.