

XII — ÇELİKLERİN KAYNAK KABİLİYETİ

Kaynakta çeliğin maruz kaldığı ısının etkisi sonucu malzemede çoğu zaman devamlı değişimler meydana gelir. Bir çelik, geniş önlemler almayı gerektirmeden ve bu değişimler kaynaklı konstrüksiyonda sakıncalar yaratmadan kaynak edilebiliyorsa bu çelik *iyi kaynak kabiliyetli* olarak tanımlanır. Buna karşılık normal bir kaynak işlemi malzemede, konstrüksiyondan beklenenleri ciddi tehlikeye sokacak şekilde değişimlere yol açar veya kaynak işlemi sırasında veya bu işlemden hemen sonra, çatlaklar gibi malzeme kusurları meydana getirirse özel önlemlerin alınması veya bazı kaynak öncesi ve/veya kaynak sonrası işlemleri gerektirir. Böyle çeliklere de *sınırlı kaynak kabiliyetli çelikler* denir.

Aslında «kaynaklanamaz» çelik diye bir malzeme yoktur. Doğru metalürjik koşulların yerine getirilmesi şartıyla her çelik kaynaklanabilir. Ancak bu koşullar bazen o kadar çapraşık olabilir ki bunların pratikte uygulanması rasyonel olmaz.

Çeliği yerel olarak etkileyen çabuk ısınma ve soğuma olayları bakımından kaynak işlemi, çelik üzerinde termik şok etkisi veya böyle etkilerin bir serisi olarak tanımlanabilir. Çeliğin buna dayanma kabiliyetine *kaynak kabiliyet derecesi* denir.

Bu kavramların sınırlanma ve tarifinde güçlük çekiliyorsa da bunlar artık teknik terimler arasına girmiş, bununla da kalmayıp, sadece ana malzeme ile sınırlı kalmadan kaynak bağlantısının ve kaynaklı konstrüksiyonun özelliklerini bütünlükleri içinde kapsayan başka kavramların gelişmesine de yol açmıştır. Böylece de kaynak bağlantısının «fonksiyon stabilitesi» ve çeliğin «kaynak emniyeti»nden söz eder olunmuştur. Bu arada kaynak kabiliyeti de aşağıdaki gibi sınıflandırılmıştır:

1) *Kaynak işlemi ile ilgili teknolojik* kaynak kabiliyeti. Bunda ergime ve sair (örneğin basınçla) yollarla birleşmelerin gerçekleşme koşulları aranır.

2) *Metalürjik* kaynak kabiliyeti: kaynak işlemiyle meydana gelen fiziksel ve kimyasal değişimlerle ilgilidir.

3) *Konstrüktif* kaynak kabiliyeti: burada konstrüksiyonun çatlama hassasiyetini tesbit etmek üzere onun global özellikleri tarif edilir.

İlk ikisinde kaynak kabiliyeti deneyleri, birleşmeler ve kaynak koşullarını yansıtan deney parçaları üzerinde ve kaynak işleminden; bağımsız olmak üzere üç yönde yürütülür. Sonuncusunda ise ve çentik etkisine hassasiyet araştırılır.

Kaynak kabiliyeti deneylerinin ayrıntılarına geçmeden önce baştan beri söylenenlerin ışığında bu kavramla ilgili faktörleri özetleyelim:

1. Kaynak dikişi boyunca katılaşma çatlağı (sıcak çatlak) tehlikesi (Şek. 37'de «u» ve «t»).

2. Kaynak dikişinde genişlemesine büzülme (çekme) çatlağı (soğuma çatlağı) tehlikesi (Şek. 37'de «g» ve «dg»).

3. Ana metal ve dikişin sertleşme eğilimi, yani kaynaklı birleşmenin en çok ısınan kısmının soğuma sırasında austenitin transformasyonuna karşı koyması.

4. Ana metalde ve dikişte kaynak gerilmelerinden ileri gelen genel gevrek kırılma tehlikesi.

5. Isıya maruz kalmış belli bölgelerde yaşlanma gevrekleşmesi tehlikesi.

Kaynaklama sırasında kritik bir sıcaklığa kadar (200-400°C) ısınan ve aynı zamanda kaynak gerilmeleri yüzünden plastik olarak şekil değiştiren bölgelerde çeliğin, ve bazen de dikişin, yaşlanma gevrekleşmesinin önemi tartışma konusu olmuştur. Kimi metalürjist evvelce gördüğümüz gibi bunun üzerinde çok dururken başkaları bunu önemsemeyiz. Ancak, bir çeliğin sadece bir kaynak işlemi ile gevrekleşmeye hassas olamayacağı hemen belirtilmelidir. Her çeliğin az veya çok gevrekleşme eğilimi vardır. Kaynak sadece bu eğilimi artırabilir. Yaşlanmaya çok hassas bir çelik, kaynaklanmadan dahi gevrekleşecektir. Buna karşılık nispeten yaşlanmaya hassas olmayan bir çelikte bunun hızlanması kaynaktan hemen sonra ortaya çıkmayabilir. Bu konu üzerinde fazla durmayacağız. Buna karşılık büyük önemi nedeniyle evvelce özetlediğimiz çatlama bahsini biraz genişleteceğiz.

1. — KAYNAKTA SICAK ÇATLAK : TARİF, ETKİ FAKTÖRLERİ

Sıcak çatlak, kaynak eylemi esnasında yüksek sıcaklıkta kaynak metalinde ve ana metalin ısıdan etkilenmiş bölgesinde meydana gelen malzeme ayrılmalarıdır. Kristalleşme ve yüksek sıcaklıktan itibaren soğumada, metalin şekil değiştirme miktarı, şekil değiştirebilme olanağını aştığı zaman vaki olur.

Yüksek sıcaklıkta kaynak malzemesinin kristalleşmesi sırasında meydana çıkan çatlığa *kristalleşme çatlağı* adı yerilir. Poligonlaşma çatlağı, buna karşılık, poligonlaşma eyleminin sonucu olarak hasıl olur. Genellikle yüksek sıcaklıkta meydana gelen çatlığa *sıcak çatlak* denir.

Kaynakta sıcak çatlama kaynak malzemesinde «fiilî kristalleşme fasılası»nda ve solidus sıcaklığının altında, ve ısı geçiş bölgesinde meydana çıkar.

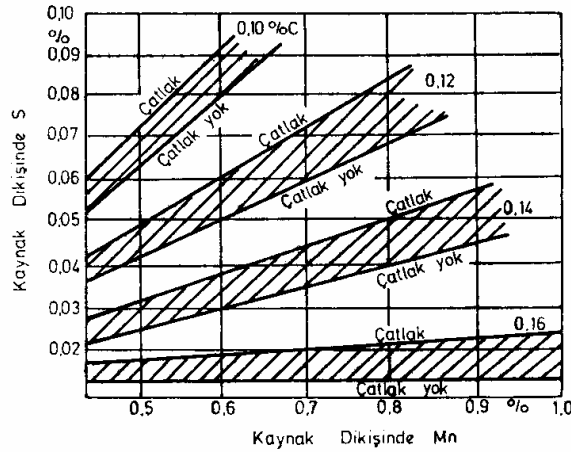
Metallürjik etkenler arasında alaşımın kimyasal bileşimi, katılaşma koşulları ve alçak sıcaklıkta ergiyen tane sınır tabakalarının mevcut olup olmaması zikredilir.

Kaynak banyosu, likidus sıcaklığını aşarak kristalleşmeye başlar. Kristalleşme merkezinden itibaren dendritler teşekkül edip bunlar alçalan sıcaklıkla birlikte gelişirler. Katılaşma süreci içinde öyle bir hale varılır ki bunda bir katı, bir de ergimiş faz aynı anda yan yana bulunur. Solidus sıcaklığına yaklaştıkça sistemde ergimiş faz devamlı şekilde azalır şöyle ki sonunda kristaller sadece ince bir bakiye ergimiş tabaka ile çevrili kalır. Soğuma ilerleyince bu bakiye ergimiş kısım da katılaşır.

Kristalleşme çatlağı solidus sıcaklığının üstünde vaki olur. Kristalleri çevreleyen bakiye ergimiş faz bireysel kristallerin: bağlarını o derece zayıflatır ki soğuma esnasında malzemede hasıl olan gerilmeler işbu çatlığa meydana getirirler.

Yüksek alaşımlı bir kaynak malzemesinde solidus sıcaklığı ile kaynak malzemesinin çatlamaya meyli arasında bir bağıllık vardır. Solidus sıcaklığı ne kadar aşağı olursa kaynak malzemesinin sıcak çatlamaya meyli o kadar fazla olur. En fazla katılaşma fasılasını haiz alaşımlar sıcak çatlığa en hassas olanlardır.

«Fiilî kristalleşme fasılası», içinde çabuk ergiyen ötektik tane sınırlarında katılaştığı kristalleşme fasılasının her bir kısmı olarak anlaşılır. Düşük sıcaklıkta ergiyen ötektik veren ilâve ve alaşım elementleri genellikle tane sınır tabakasının var olma domenini (alanını) genişletir ve solidus sıcaklığını düşürür. Kükürtün etkisi manganez ilavesiyle zayıflatılabilir. Manganezin aksine olarak karbon, şek. 61'de görüldüğü gibi, sıcak çatlama meylini artırır. Mamafih, kolay eriyen ötektik meydana getiren elementlerin ilâvesiyle kaynak malzemesinin sıcak çatlama eğilimi azaltılabilir. Ergime banyosu kristalleşmesinin başlangıç durumunda bireysel kristaller, gerilme etkisi altında serbestçe hareket edebilirler.



Şek. 61 — S, C ve Mn'in alaşımısız, düşük karbonlu çeliğin sıcak çatlama meyli üzerine etkisi.

Dendritler arası boşluklar ergimiş fazla dolu olup bu haliyle sıcak çatlak meydana getiremezler. Daha ileri soğumada kaynak dikişinin sıcak çatlama hassasiyeti, kolay ergiyen ötektik kristaller arası boşluklardaki miktarına bağlıdır. Bu dahi, bu ötektikleri meydana getiren elementlerin oranlarıyla tespit edilir. Bu elementlerin miktarı az olursa alçak sıcaklıkta ergiyen tane sınır tabakası teşekkül edemez, dolayısıyla sıcak çatlama hasıl olmaz.

Bu ayırıcı bileşkenlerin daha yüksek oranı, tane sınırına bağlı alçak sıcaklıkta ergiyen ötektikleri yığınca sıcak çatlama neden olur: kristaller arasında bağ, çekme gerilmeleriyle kopar.

Yoğunluk daha da artacak olursa ötektik geri kalan sıvı faz nedeniyle ayrılmalar meydana getirir. Ayrıca ötektik geri kalan sıvı primer dokuyu etkiler, dendritli katılaşmayı önler. Belirli bir yön almamış, incelmış doku, kristaller arası sıcak çatlama daha büyük mukavemet arzeder. Bu, özellikle austenitik çeliklerin kaynak malzemesinde görülür. Keza alçak sıcaklıkta ergiyen ötektiklerin şekil ve dağılışı kristalleşen sıvının çatlama karşı tutumunu tayin eder.

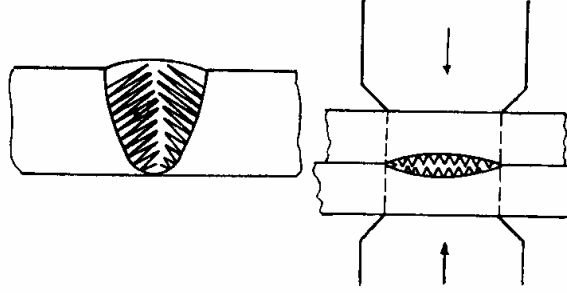
Sıcak çatlak oluşması tehlikesi özellikle kaynak malzemesinin, geri kalan sıvıda belirli bir yön almış tane sınır tabakasının hâkim olduğu kaba dendritler şeklinde katılaşması halinde meydana çıkar. Keza kaba taneli kaynak malzemesinin alçak sıcaklıkta ergiyen tane sınır tabakalarından oluşan ana metal ile kullanılması halinde de kaynak malzemesinde sıcak çatlak

hasıl olabilir.

Bu teorik mülâhazalar pratik olarak şöyle özetlenebilir :

A — KATILAŞMA DOKUSU

Ergime banyosunun katılaşması ne kadar çabuk olursa olsun anî değildir ve ana metalden ayrılma yüzeyinden itibaren austenitik tane oluşmasıyla başlar. Austenitik taneler, ergimiş bölgenin merkezine doğru uzayarak tedricî olarak gelişir ve aynı zamanda basaltik dendrit bir doku oluşur. (şek. 62).



Şek. 62 — Uç uça ve tek pasolu bir birleştirme ile bir nokta kaynağında basaltik dendritli doku

Dendritlerin yönü soğuma yönünü takibeder.

Ergimiş bölge ısısının çok az kısmının çevreye intikal ettiğini, esas kısmının ana metalden dağıldığını hatırlatalım.

Katılma hızı dendritlerin boyutlarını, ve buradan da, miktarını tayin eder: bu hız yavaş olduğunda iri taneler hasıl olur; hız yüksek olduğunda dendritler hem daha ince hem daha çok olur.

Eş bileşimde, ergimiş bölgenin mekanik özellikleri dokunun inceliği oranında yükselir.

Katılma hızı ise esas itibariyle aşağıdaki faktörlere bağlıdır :

- parçaların kalınlığı: kalınlık ne kadar fazla ise soğuma o kadar çabuk olur;
- Kaynak yöntemi: verilen ısı (heat input) ne kadar fazla ise katılma o kadar yavaş olur.

Bu konuda klasik yöntemler şöyle sıralanırlar :

— Otomatik tozaltı kaynağında katılma yavaş ve dendritli doku çok kaba olur. Gerçekten sistemin gücü yüksek olup hızlı ilerlemeye rağmen verilen ısı çok fazladır.

— Oksi-asetilen kaynağında ısı menbaı ark'a nazaran çok daha az güçlü olmasına rağmen ilerleme yavaş olduğundan parçayı fazlaca ısıtır. Sonuç, olarak katılma nispeten yavaş ve dendritli doku, hayli kaba olur.

— El ile ark kaynağında verilen ısı elektrodun çapı, akım şiddeti ve ilerleme hızına bağlı olarak çok geniş sınırlar içinde değişir. Paso ne kadar kalın olursa soğuma o kadar yavaş olur. Genellikle, elde edilen dendritli doku ilk iki yöntemle göre daha incedir.

— Ergime banyosu üzerine asal gazın soğutucu etkisi nedeniyle TIG yönteminde elde edilen dokular daha da ince olur.

B — ELEMENT TOPLANMALARI (SEGREGASYON)

Saflığı bozan maddeler (kükürt ve fosfor) sıvı metalde erir fakat katı metalde erimezler.

Ergimiş bölgenin katılaşması sırasında bu maddeler sonda katılaştıran sıvı içinde yoğunlaşır ve 900°C civarında katılaşma sıcaklığını haiz sülfür ve fosfürler teşkil ederek demirle kimyasal reaksiyona girerler.

Soğuma sırasında ergimiş bölge, 1400°C civarında katılaşma fasılasını aşınca yine de dendritlerin çevresinde az çok sürekli ve saflığı bozan maddelerle az çok yüklü sıvı kabuklar kalır. Bu kabuklar, ısa 900°C'ın altına düşmedikçe sıvı halde kalırlar.

Saflığı bozan maddelerin tanelerin çevresine yürümleri olayına «segregasyon» denir.

Eş miktarda madde halinde dendritler ne kadar iri, yani çevrelerinin toplam yüzeyi ne kadar az olursa, olay o kadar belirli olur.

Segregasyon ergimiş bölgenin mekanik özelliklerine zarar verir ve bundan özellikle kırılmalık etkilenir.

Kaynakta kullanılan metaller daima saf olmakla beraber saflığı bozan maddeler ana metalden ergimiş bölgeye geçer ve bu geçiş miktarı karışma oranına bağlı olur (tozaltı kaynağında bu karışma % 60-70'i bulur). Segregasyon doğrudan doğruya ergimiş bölgenin mekanik özelliklerine zarar vermekle kalmayıp ayrıca çok daha ağır bir sakıncanın nedenini oluşturur : sıcak çatlaklar.

C — SICAK ÇATLAKLAR

Kaynak işlemi daima, katılaşma sırasında meydana gelen ve soğuma devam ettikçe artan kuvvetli iç gerilmeleri de beraberinde getirir. 900°C'a kadar sıvı kabukların mevcut olması birleşme yerinin dayanma yüzeyini azaltır ve katılaşma tam olarak bitmedikçe kırılma ihtimallerini ortaya çıkarır.

Bu itibarla katılaşmanın başından 900°C'a kadar bir *kırılmalık fasılası* mevcut olup işbu fasıla içinde çatlaklar görmek tehlikesi, segregasyon olayının yaygınlığı oranında fazla olur.

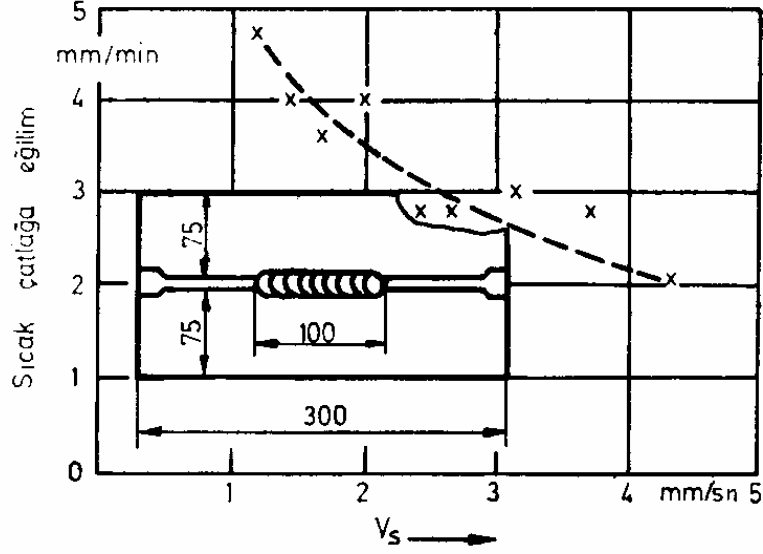
Bu fasıla içinde meydana gelen çatlaklara «sıcak çatlak» denir.

Karbon oranının, tıpkı saflığı bozan maddeler gibi, bu çatlakları teşvik edici etkisini yukarıda görüştük (şek. 61). Bunu, el ark kaynağını esas alarak, birkaç yumuşak çelik bileşiminin kaynak kabiliyeti ile teyid edelim.

I	II	III	IV
C = 0,24-0,27	C = 0,22-0,24	C = 0,20-0,22	C = 0,20
S = 0,06	S = 0,05	S = 0,05	S = 0,04
p = 0,07	P = 0,05	P = 0,05	P = 0,04
Çok fena	Çok az iyi	İyi	Çok iyi

Bu çelikler St 42 ilâ St 50 tipindedir.

IV'ün kaynak kabiliyeti çok iyi olup düşük kaliteli elektrodla bite kaynak edilebilir. Buna karşılık I tipindeki çelik için yüksek nitelikli elektrod elzemdir zira aksi halde sıcak çatlaklar hasıl olabilir. I tipi çeliğe otomatik tozaltı kaynağı hiç bir zaman uygulanmamalıdır.



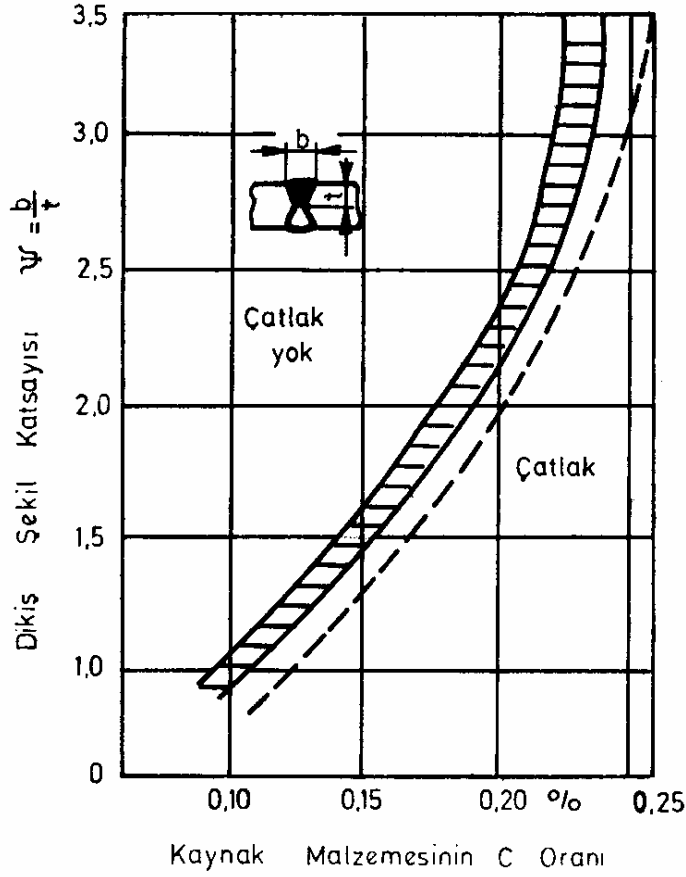
Şek. 63

Kaynak işlemi ile ilgili teknolojik etkenler, gördüğümüz gibi kaynak yöntemi, kaynak hızı, kaynak akım şiddeti, kaynak sırası, ön ısıtma gibi kaynak malzemesinde çatlak ihtimalini etkileyen faktörlerdir. Şek. 63, kaynak hızının sıcak çatlama eğilimine etkisini gösterir (Sutyren'e göre) (Deney 12 mm. kalınlığında 30XGSA çeliği üzerinde, 180-200A'de el ark kaynağı ile yapılmıştır).

Konstrüktif faktörler, ezcümle kaynak birleşmesinin şekil, tip ve ölçüleri, kaynak ağızı hazırlığı, dikiş şekli v.s., bilhassa konstrüksiyonun gerilme durumunu etkilerler. Şek. 64, karbon oranına bağlı olarak çatlama eğilimi üzerinde dikiş şekil katsayısının etkisini gösterir (Ostrowskaja'ya göre).

D — SOĞUK ÇATLAKLAR

Soğuk çatlaklar, kimyasal bileşim, kaynak sırasında sıcaklığın etkileri, malzemede metalürjik, teknolojik ve konstrüktif faktörler nedeniyle gevrekleşme hasıl olduğunda meydana gelir.



Şek. 64

Kaynak malzemesinin ve ana metalin özellikleri, saç kalınlığı, saçların haddelenme dokuları, çentik mevcudiyetine göre bunlar

- kaynak malzemesinde
- ergime çizgisinin yakınında
- ısı geçiş bölgesinde (dikişe 2 mm'ye kadar yakınlıkta)

uzunlamasına ve enine çatlaklar halinde ortaya çıkarlar; nispeten düşük sıcaklıklarda (bazen oda sıcaklığı veya daha aşağı) daha çok çeliğin bileşimine göre az veya çok sürebilen austenit değişmesinin son fazında meydana gelirler. Çatlakların şekli gerilmelerin yön ve büyüklüğüne bağlıdır. Gerilme komponentlerinin ayrıca büyük olması halinde her iki türlü çatlak görülür.

Sertleşmeye hassas çeliklerde çatlakların meydana geldiği sıcaklık 120°C veya daha azdır. Bunlar kaynaktan hemen sonra ve bazen de uzun zaman sonra (24 saate kadar veya daha fazla) görülebilirler.

Titaniumlu alaşımlarda çoğu zaman çatlak, kristal oluşmasının özelliğine göre haftalar veya aylar sonra meydana gelir.

Kaynak malzemesi ile ana metalin aynı bileşimde olması ve kaynak malzemesinin dikiş içinde soğuk çatlama zayıf mukavemetli bir doku arzemesi halinde çatlak daima kaynak malzemesinde ortaya çıkacağı saptanmıştır.

Kaynak malzemesi ana metalden daha alçak alaşımlı ise çatlak, ısı geçiş bölgesinde

meydana gelir. Ergime çizgisi üzerinde baş gösteren çatlak ısı geçiş bölgesine doğru gelişir. Yüksek mukavemetli çeliklerin kaynağında alçak alaşımlı kaynak çubuğu kullanıldığında ısı geçiş bölgesinde çatlağa sık rastlanır.

Prochorow , soğuk çatlak kavramının tanımlamasını şöyle yapıyor :

«Kaynakta soğuk çatlak, kimyasal bileşimi nedeniyle ve kaynakta sıcaklıktan etkilenmesiyle çeliğin bir gevrek kristaller arası tahribe uğraması olayıdır».

Bu tarife uygun olarak soğuk çatlak oluşması üzerinde en önemli etkenler

- metalin dokusunun durumu,
- gerilmelerin büyüklüğü ve dağılışı,
- metalde bulunan hidrojen miktarı olmaktadır.

Soğuk çatlağın meydana gelmesi için gerekli koşullar, metalin özellikle tane sınırlarında düşük şekil değiştirme kabiliyeti, kaynakta ve faz değişiminde homogen olmayan soğumadan ötürü metalin önemli miktarda şekil değiştirmesi, ve yine kaynak dikişi bölgesinde belirli bir doku durumu ile malzeme özelliğinden ibarettir.

Soğuk çatlağın hareket noktası mikroçatlak olup bunun teşekkül ve gelişmesi için ana malzeme-kaynak malzemesi sınırında uygun koşullar meydana gelmiştir. Bu koşullar tane sınırlarının kısmî ergime ve karışması, saflığı bozan maddelerden yana zenginleşme, bir heterogen dokunun —martensit plâketleri, ara kademe dokuları, geri kalan austenit— meydana gelmesi olarak sıralanabilir.

Isınma ve soğuma ile bir ferrit \Leftrightarrow austenit değişmesi geçiren çeliklerin iyi kaynaklanabilir olmaları için bunların, austenitik durumdan itibaren soğuyan kısımlarının, kullanılan kaynak koşullarına uyan bir soğuma hızı ile sertleşeceği bir bileşimde olmamaları gerekir: Aynı şey kaynak metali için de geçerlidir. Bir kaynaklı birleşimde sert doku (martensit) oluşması gevrekleşmeye neden olur. Martensit oluşacak olursa hidrojenin gevrekleşme üzerindeki etkisi çok kesin olur.

Malzeme özellikleri nedeniyle gevrek kırılmadan çekinildiği hallerde kaynak işlemi, çatlakların yukarıda söylediğimiz gibi meydana geldiği 125-100°C'in altındaki sıcaklıkların üstünde bir sıcaklıkta yürütülür.

2. — KAYNAK KABİLİYETİ BAKIMINDAN ÇALIŞMA SICAKLIĞI İLE ISIL İŞLEMİN ÖNEMİ

Kaynaklamada çalışma sıcaklığı deyiminden kaynak işlemi sırasında altına inilmemesinin gerektiği ve ancak nihaî soğumada altına inilebilecek sıcaklık anlaşılır. Çalışma sıcaklığı kaide olarak ön ısıtma sıcaklığına tekabül ederse de bu ön ısıtmanın yapılmadığı hallerde daha düşük sıcaklıkları, örneğin oda sıcaklığını da içine alır.

Bir çeliğin kaynak kabiliyeti genel olarak çalışma sıcaklığı ve birçok hallerde de nihaî bir ısıtma işlemi olanaklarına sıkıca bağlıdır.

Ferrit \Leftrightarrow austenit değişmeli çelikler için uygun çalışma sıcaklığı, aşağıda özetlenecek olan Jominy sertleşebilme deneyi ile tayin edilebilir. Burada kaynak koşulları birleşimde martensit

oluşmasını önleyecek şekilde seçilecektir.

Gevrek kırılma deneyinde yüksek geçiş sıcaklığını haiz ferritik çeliklerde çalışma sıcaklığı geçiş sıcaklığından yüksek seçilirse tatmin edici bir kaynak kabiliyeti elde edilir. Bununla beraber parça kaynaktan sonra geçiş sıcaklığının altında soğurken gevrek kırılma tehlikesi yine belirir. Bu nedenle kaynaktan hemen sonra bir gerilim giderme tavı bu sakıncayı azaltır.

Austenitik çeliklerde çalışma sıcaklığı genel olarak sorun yaratmaz. Kaynak için en elverişli sıcaklık çok kez oda sıcaklığıdır. Yükseltmiş bir çalışma sıcaklığı (ön ısıtma) tek başına her zaman belli çelik cinslerinin kaynak kabiliyetini sağlamaya yetmez.

Zor kaynaklar için çoğu kez bir ısıl işlem ön koşuldur. Bu nedenle bir malzemenin kaynak kabiliyetine, aynı zamanda, gerekli ısıl işlem dolayısıyla istenmeyen özellik değişmelerine uğramaması gereği açısından da karar verilmelidir. Örneğin austenit dolgu taşıyan malzemenin gerilim giderme tavlama sırasında karbür çökmesi ve sigma fazının ortaya çıkması dolayısıyla austenitik paslanmaz dolguda korozyona mukavemetin azalması gösterilebilir.

Nihaî ısıl işlem (parça yüksek sıcaklıkta iken doğrudan doğruya ve arada soğutma olmadan bir ısıl işleme, çoğu zaman gerilim giderme tavına tabi tutulur) ile müteakip ısıl işlem (bu ısıl işleme ancak parça soğuduktan sonra girilir) arasında tefrik yapılır.

Nihaî ısıl işlem yalnız kaynak gerilmelerini gidermekte kullanılmaz. Sertleşebilir ana metallere bu işlemle değişme bölgelerinde martensit oluşması tehlikesini gideren bir doku değişmesi elde edilir. Nihaî ısıl işlemden farklı olarak müteakip ısıl işlem ele alınabilir ve ısıl işlem başlamadan önce, kaynaklanmış parça çalışma sıcaklığından soğumaya terkedilebilir. Her iki ısıl işlemde de bazı doku değişiklikleri meydana çıkabilir; örneğin bir tavlama gevrekleşmesi şeklinde beliren ve kaynaklı konstrüksiyonu fonksiyon bakımından işe yaramaz hale getiren değişiklikler. Aşağıda göreceğimiz kaynak bağlantı deney tiplerinin ısıl işlemleri bir nevi kaynak kabiliyeti testi olarak kabul edilebilir.

Tamamen veya kısmen havada sertleşen, alçak alaşımlı ıslâh çelikleri ve belli bazı yüksek alaşımlı çelikler nihaî ısıl işlem gerektiren büyük bir çelik grubunu teşkil ederler. Kaide olarak 550°C ile 700°C arasındaki sıcaklık alanında yeniden ısıtarak yapılan ısıl işlem yerine, uygun düşerse kaynaklı konstrüksiyon, çalışma sıcaklığından itibaren soğutma yapılmaksızın ıslâh veya normalize edilebilir.

Bir çeliğin sertleşmesini, parça veya ingot ölçüsünde büyük ve dendrit ölçüsünde tali bir kimyasal segregasyon takip eder. Bu itibarla dökümden çıkan alaşımlı çelikler, alaşım elementlerinin varlığı nedeniyle bir dendritik mikrosegregasyon arz edip devamlı soğumada bunların değişmesi farklı diyagramlara göre olur; değişme en saf dendritler içi bölgelerden başlayıp alaşım elementlerinden yana zenginleşmiş, ve dolayısıyla daha fazla su alabilen dendritler arası bölgelerde son bulur. Yüksek sıcaklıkta bir homogenleştirme tavı alaşım elementlerinin yayılması (difüzyonu) sonucuna götürür. Dendritler içi bölgeler bu elementlerden yana zenginleşir, dendritler arası bölgeler de fakirleşir.

Dendritik mikrosegregasyon alaşımlı dökme çeliklerin su alma kabiliyetini azaltır. 20 saat süreli 1175°C'ta bir homogenleştirme tavı mikrosegregasyon düzeyini azaltıp Jominy

sertleşebilirliğini artırır.

Yukarda, yayılmakta olan çatlakın tepesinde sınırlı yerel elastikliğin bulunması koşuluyla kırılmanın vaki olduğu malzemeler için işbu kırılmaya lineer elastik kırılma mekaniğinin uygulanabildiğinden söz ettik.

Kırılmadan önce sınırlı plastiklik gereği, laboratuvar deneylerinde yumuşak çelikte görülmemekte olup daha ciddi akma koşulları altında değişik bir kırılma mekaniği yaklaşımına gidilmiştir. Bu yaklaşım, bir çatlakın tepesinde akmanın, çatlak boyu artmadan tepede bitişen çatlak yüzeylerinin ayrılmasına müsaade etmesi esasına dayanır. Bu ayrılmaya «çatlak ucu açılma miktarı» (COD— Crack Opening Displacement) adı verilip bunun, sadece malzeme, sıcaklık, şekil değiştirme derecesi ve triaksialite (üç eksenlilik) ye bağlı, kırılmanın başlamasında bir kritik değeri haiz olduğu ileri sürülmüştür ki bu, daha önce gördüğümüz CTOD (Critical Tearing Opening Displacement) «Kritik çatlak ucu açılma miktarı»ndan başkası değildir.

Kaynak sırasında çeliklerin davranışının bilinmesi ve dolayısıyla de bunların kaynak kabiliyetinin değerlendirilmesinin, kaynak işlemlerinin zorunlu kıldığı ısı devrelerinin etkisi altında, sürekli soğumada dönüşüm (transformasyon) diyagramlarının çizilmesinden geçtiği artık kabul edilmiştir. Kaynak kabiliyetinin başlıca kriterlerinden biri de soğukta, çatlama hassasiyet olmaktadır.

Sürekli soğumada dönüşüm diyagramları sıcaklık alanlarıyla çeliklerin, austenitik halden itibaren belli soğuma kanunlarına göre bir sürekli soğuma sırasında, uğradıkları değişimlerin tabiatı üzerinde bilgi verir. Kaynağın ısı devreleri çok yüksek, az çok ergimeye yakın sıcaklıklarda kısa austenitleşmelerle nitelenir. Bu itibarla bu ısı devreleri için özellikle saptanmış diyagramlara ve bu yönde yöntemlere gereksinme kendini göstermiştir. Bunun için, bir kaynak dikişinin etkisi altında olan dönüşümler araştırılmış: kaynak dikişi çekilecek levhaya bir termo-elektrik çift bağlanmış şöyle ki çiftin kaydedici ucu, kaynak sırasında IEB de bulunacak şekilde tertiplenmiş.

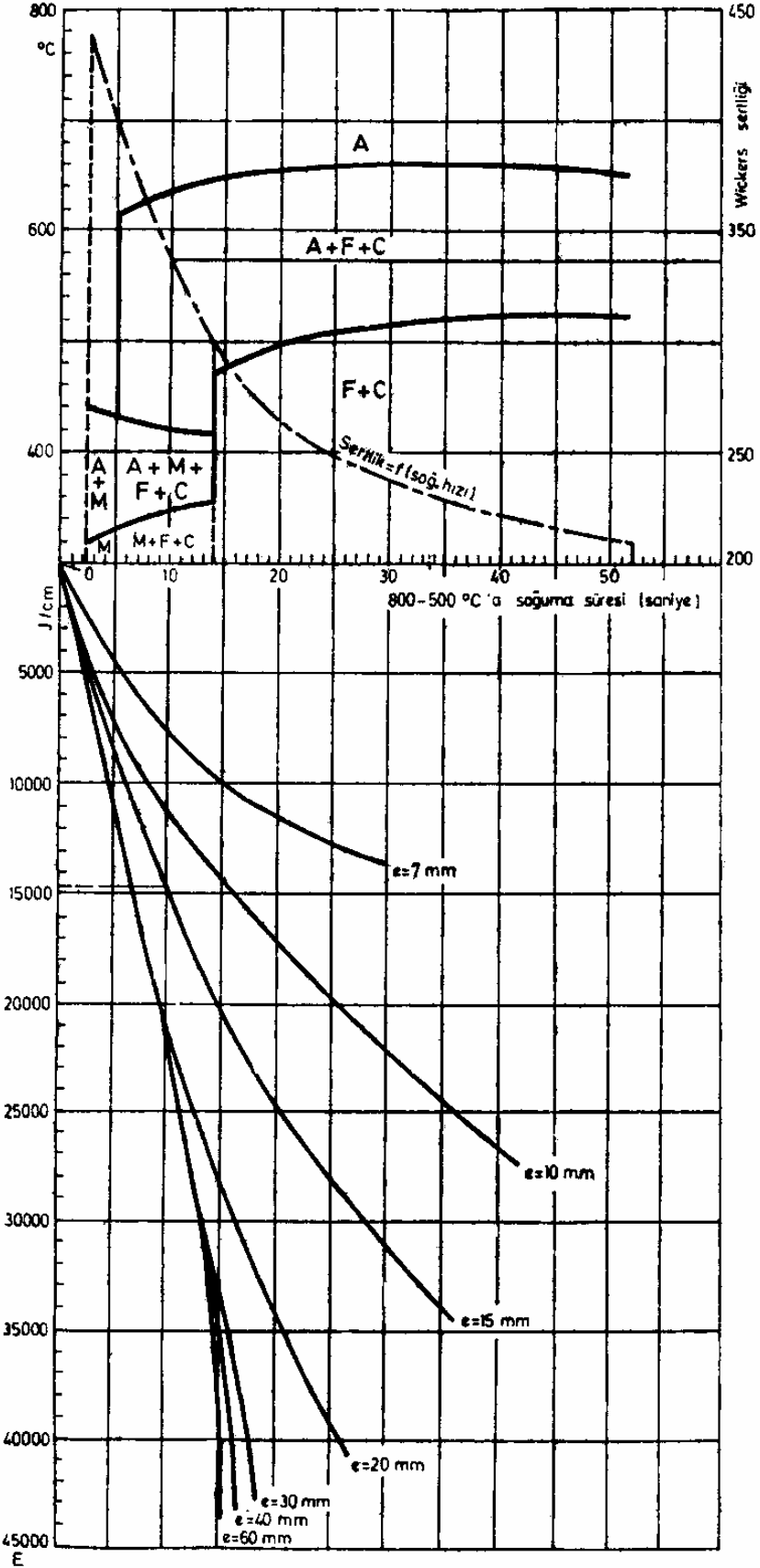
Tetkik edilecek çelikten yapılmış silindirik bir deney parçası, tatlı geçişli olarak bir mesnet saçına oturtulmuş. Bu saçın deney parçasıyla aynı çelikten olması gerekmiyor. Bir kaynak dikişinin etkisiyle deney parçasının uğradığı ısı devrenin, dolu saç üzerine çekilmiş bir dikiş altında, aynı mesafelerde ölçülebilen devrenin aynı olduğunu tecrübe gösteriyor. Isıl analiz durumunda, deney parçasının dibine delik delinip termo-elektrik çiftin ucu buraya yerleştirilir.

Sonuçların kullanılmasını kolaylaştırmak için bunlar sıcaklık - soğuma süresi koordinatları halinde toplanmışlardır (Şek. 65). Bu gösteriliş şekli, soğuma süresinin fonksiyonu olarak dikişin altında azami sertliği veren çizimle tamamlanmıştır.. Şekil 65'de ele alınmış çelik Fransız AFNOR E 36 çeliği olup bileşimi şöyledir : C = 0,17; Mn = 1,40; Si = 0,45; Al = 0,063; S - 0,026; P = 0,027. Çekme karakteristikleri de şöyledir.

$$R_m (\text{kopma}) = 533 \text{ N/mm}^2$$

$$R_e (\text{elastik sınır}) = 328 \text{ N/mm}^2$$

$$A (\text{uzama}) \% = 31,8$$



Şek. 65. Sürekli soğumada dönüşüm diyagramlarının yeni gösterilişi (AFNOR E36 çeliği).

Her kaynak koşulu (enerji, kalınlık, ve gerekirse başlangıç sıcaklığı), dikey çizgi üzerinde bir soğuma süresine varır ve bu süreden de tekabül eden dönüşüm sıcaklıkları, bu dönüşümlerin tabiatları ve dikiş altında elde edilmiş azami sertlik okunur.

Örneğin 15 mm. kalınlıkta bir sac üzerine çekilmiş 15000 J/cm lik bir dikiş için 800 ile 500° arasında soğuma süresi olarak 10 saniye mertebesinde bir süre kaydedilir ve 'bunun için de kısmen martensitik bir dönüşüm elde edilir; bu dönüşüm, dikiş altında 345 Vickers mertebesinde bir azami sertliğe götürür.

Soğukta çatlama eğrilerinin çizilmesi aşağıdaki mülahazalara dayanmaktadır. Bildiğimiz gibi soğukta çatlamanın üç ana etkeni vardır:

a) *Su verme*. Bu, genellikle martensitik olup meydana çıkması bir yandan çeliğin transformasyon karakteristikleri, öbür yandan da kaynak işleminin ısıl koşulları (ortaya konan enerji, ilk sıcaklık ve kalınlık) na bağlıdır.

b) *Hidrojen*. Ergimiş metalde baştan itibaren erimiş olup IEB'ye doğru yayılır; etkisi, ergimiş metal içindeki oranına, IEB' ye doğru yayılma koşullarına (ergimiş metal-ana metal'in birbirlerine göre su alma kabiliyeti) ve ısıl koşullara (ön ve son ısıtma) bağlıdır.

c) *Zorlamalar*. Bunlar soğuma sırasında ortaya çıkıp hidrojenin yürümesini ve dolayısıyla bunun, kırılma hızının çatlakların başlamasına neden olan çentikler düzeyinde toplanmasını kolaylaştırır. Soğumada transformasyon, ısıl homojensizlik ve özellikle kaynaklı parçanın tespiti, zorlamaları doğuran nedenlerdir.

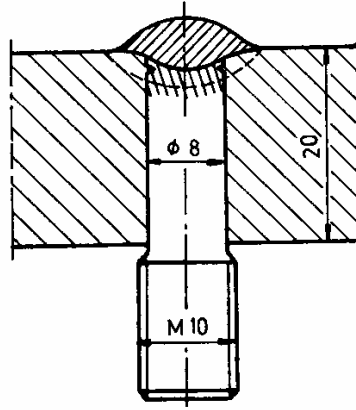
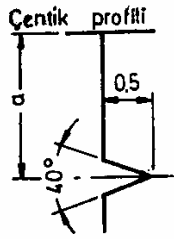
Bir çeliğin soğukta çatlama hassasiyetini nicel olarak değerlendirmek için, bu değişikliklerin etkileri ayrı ayrı tetkik edilip bunlar sayısal olarak saptanabilmelidir. Böyle bir yaklaşım, geçme deney parçası yöntemiyle gerçekleştirilmiştir.

Prensip olarak yöntem, parçaya, bir kaynak dikişinin çekilmesinden hemen sonra, bütün deney süresince sabit tutulan bir zorlama uygulayıp bu zorlamanın etkisiyle bir çatlakın hasıl olup olmadığını saptamaktan ibarettir. Böylece, bir kaynak koşulunu ifade eden her soğuma süresi için bir çatlama zorlaması saptanıp bir çatlama zorlaması - soğuma süresi eğrisi elde edilir. Hidrojen tarafından hasıl edilen çatlama teşvik etmek için önceden çentik açılmış bir deney parçası kullanılır şöyle ki çentik, IEB'de bulunur. Bu koşullarda çatlama, vaki olursa, çentik dibinden başlar-

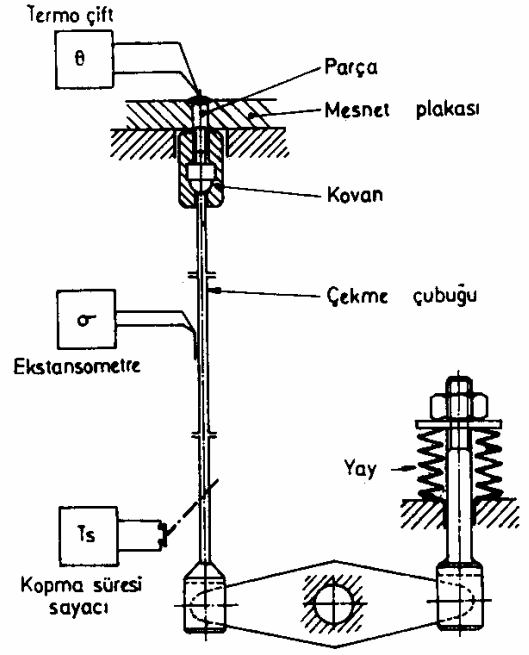
Geçme deney parçasının boyutları (Şek. 66), IIS/IW - 447 -73 tavsiye föyüne uygun olup kullanılan aparat, şematik olarak şek. 67'de gösterilmiştir.

Soğuk deney sonuçlarının çatlama zorlamasının alçak olduğunu göstermesi halinde, ön ve son ısıtmalara (başvurulur. Mesnet saçı, kaynaktan önce öngörülen sıcaklığa çıkarılıp zorlamanın uygulanması sırasında bu sıcaklıkta tutulur; genellikle böylece zorlama saptanır ve belli bir kaynak koşulu için, çatlama kaçınma olanağını sağlayan sıcaklık ve tutma süresi koşulları aranır.

Zorlama - soğuma süresi (veya kalınlık saptanmışsa, enerji) koordinatları halinde gösterilen çatlama eğrileri, her mümkün olduğu zaman, tekabül eden transformasyon (dönüşüm) diyagramı (şek. 65) ile ilintili olarak okunmalıdır (şek. 68). Böylece uğranılan dönüşümlerin



Şek. 66



Şek. 67

tabiatı ve özellikle kritik martensitik sürenin pozisyonu hakkında bilgi veren şek. 65'e dönüldüğünde bunun manası daha iyi anlaşılır; çatlama eğrileri üst bölümde, eğer vaki olmuşsa, kırılma eğrileriyle tamamlanmıştır. Bunlara, soğuma süresine göre kaynak dikişi altında azami sertlik eğrisi de eklenmiştir.

Çatlamadan kaçınma olanağını sağlayan kaynak koşullarını önceden görmek için, kaynaklı parçanın tespit derecesini belirten bir zorlama değeri saptanmalıdır. Önemli tespit durumunda ana metalin, veya daha yumuşaksa ergimiş metalin elastikiyet sınırını seçmek faydalı olur. Böylece saptanmış zorlama için, çatlama zorlamasının bu değerden yüksek olduğu soğuma süresi okunur.

Örnek. E 36 için (şek. 68), önemli bir tespit durumunda zorlama değeri olarak 328 N/mm^2 kabul edilecektir; her türlü çatlamadan kaçınmak için gerekli soğuma süresi 6 saniyeden fazla olacaktır. Daha az sıkı bir tespit durumunda zorlama azaltılabilir; bu da daha kısa bir soğuma süresine götürür.

Ön ve son ısıtma durumunda sonuçlar, gelişigüzel saptanmış bir zorlama ve gösterilen kaynak koşulu için, şek. 69'da görülen tipte bir diyagram üzerinde görülür. Bunda, kullanılan elektrodun örtü tipi, kaynak enerjisi (kJ/cm), deneme kalınlığı, deneme zorlaması yazılıdır.

Böylece bu tipte diyagramlardan, verilmiş bir kullanma durumu için, en pratik sıcaklık - tutma süresi tertibi bulunabilir.

KAYNAK KABİLİYETİ DENEYLERİ

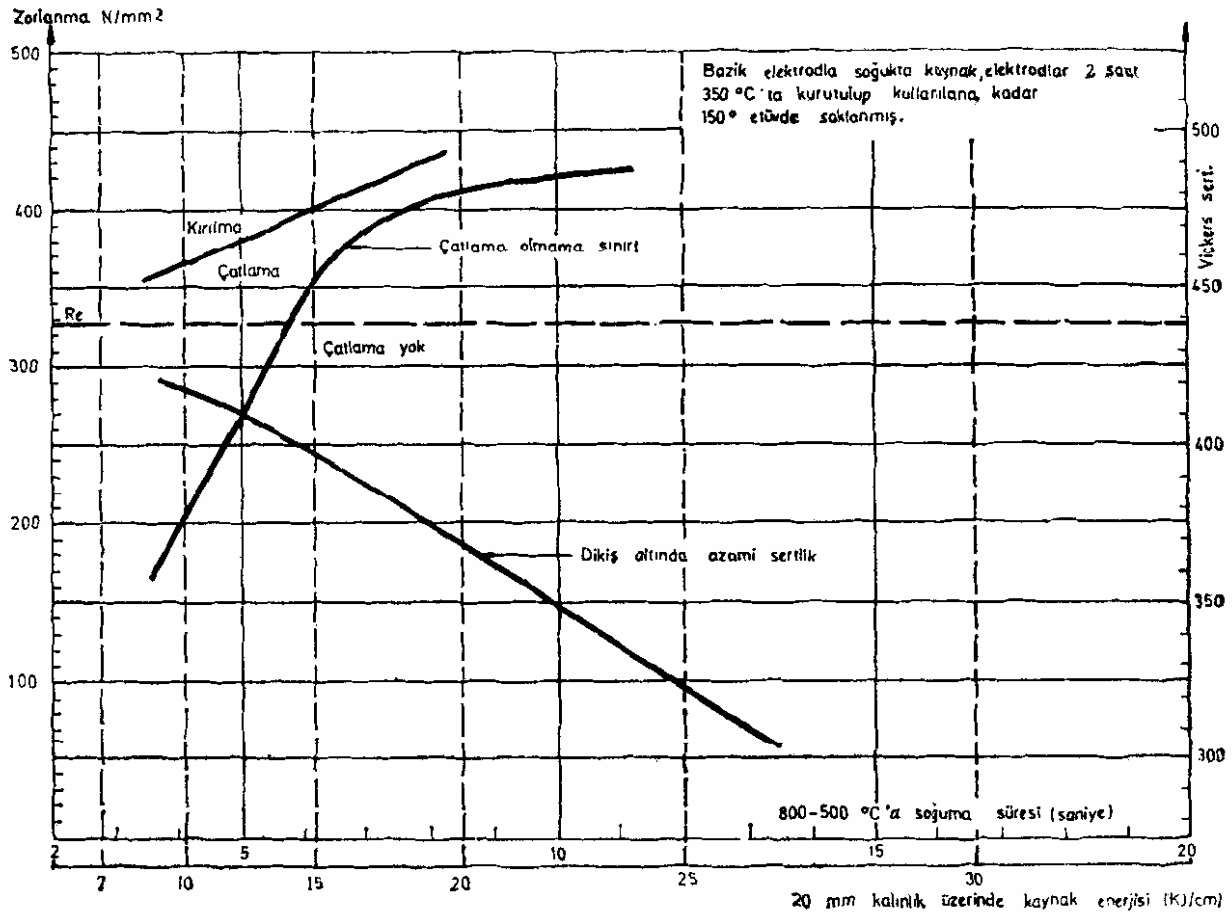
Kaynak işlemi ile ilgili teknolojik kaynak kabiliyeti deneyleri, metalin ergimedeki durumunu tetkik etmek ve dekapan kullanmak-, ön ısıtma, ara tampon tabakası çekme («yağlama») v.s. gibi bazı yollara başvurarak veya vurmuyarak birleştirmenin mümkün olup

olmadığını araştırmak amacını güder. Birleşmeler üzerindeki deneyler, birleşme kırılıp ergimiş bölge dokusunun göz veya basit merceklerle tetkikinden ibarettir. Böylece, kristalleşmenin durumu ile birlikte tokluk kusurlarının (boşluklar, yabancı madde girmeleri) bulunup bulunmadığı görülür. Kaynak koşullarını yansıtan deneme parçaları üzerindeki deneylerde kaynağın devamına bir saç eklenir ve aynı anda birleştirilir. Sondan bundan deney parçası çıkarılıp kırılır ve dokusuna bakılır.

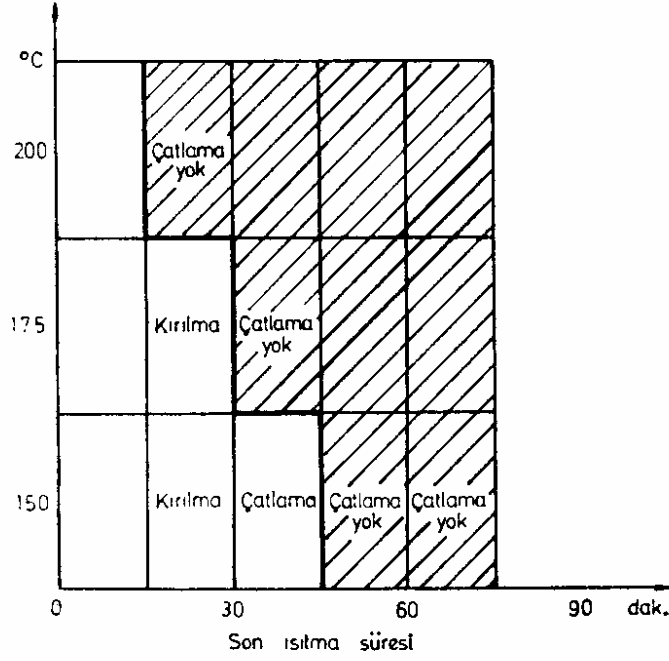
Kaynak işleminden bağımsız deneyler bir nevi ergiyebilme deneyleri olup bunlara özellikle havacılık endüstrisinde önem verilir. Mükemmel şekilde ayarlanmış bir oksijen-asetilen alevi ile ince (1 ilâ 2 mm.) bir çelik plâka üzerinde meydana getirilmiş bir ergime çizgisinin katılması sakın ve yüzeyi temiz olup ters taraftan kabarmalar hasıl eden gaz neşretmeyecektir.

Woirin'in teknolojik kaynak kabiliyeti deneyinde saç kalınlığına bağlı olarak çöküntü deliklerinin boyutları ile çöküntünün süresi göz önüne alınır. Buradan çıkan sonuçlar şöyle özetlenir :

— 2 mm kalınlığa kadar saçlarda, çöküntü deliğinin çapı ne kadar büyük olursa kaynak kabiliyeti o kadar iyidir;



Şek. 68 — Çatlama ve kırılma eğrisi (E 36 çeliği)



Şek. 69 — Bir çeliğin ön ve son ısıtma koşulları

— 2 mm.den kalın saçlarda çöküntü deliğinin çapının anlamı yoktur; zira viskozite olayı deneyde nispeten daha önemli olmaktadır;

— çöküntü süresi ne kadar uzun olursa saçın kaynak kabiliyeti o kadar iyidir.

Metaliirjik kaynak kabiliyeti deneylen kaynağın ısıl devresinin etkisiyle ana metalde meydana gelen fiziko-şimik değişmelerin tetkikini amaçlar. Birleşmeler üzerindeki deneyler sıcakta ve soğukta, uç uca (birleştirmelerde statik veya dinamik mekanik deneylerden ibarettir: çekme, makaslama, eğme, kırılma, sertlik, derin çekme deneyleri. Şartnameler yükler ve deney çubuklarının şekil ve boyutlarını verir.

Kaynak şartlarını yansıtan parçalar üzerindeki deneylerin en önemlisi evvelce sözünü ettiğimiz dikiş altı tabakalarının sertlik deneyidir (şek. 38 a ve b). Burada dikişe dikey bir kesit alınıp Vickers mikrosertliği ile (10 kg. yük altında) ana metalin değişme bölgesinde sertlik dağılımları tespit edilir. Bu bölgenin herhangi bir noktasında sertlik 350 Wickers veya 330 Brinell'i geçecek olursa bu sertliği azaltıcı mutad tedbirlere başvurulur (ön ısıtma, elektrod çapının artırılması v.s.).

Bazı ülkelerde, bir çelik cinsinin kaynak kabiliyeti deneyi olarak, karbürlerin çökmesini meydana koyan, birleşme üzerinde korozyon deneyi kabul edilir.

Kaynak işleminden bağımsız deneylerin en önemlisi Jominy testi olup bu test çeliklerin sertleşme kabiliyetini saptamakta genellikle kullanılan bir yöntemdir ve kaynak kabiliyetinin tetkikinde de devreye girer.

Bir çelik parçasının kalın kesitli olması halinde bunun bir ince kesitli çelik gibi hızlı soğutulması, «acı su verme» ile mümkün olamamaktadır. Bu itibarla kalın kesitli parça, göbeğe kadar tam olarak sertleşmeyecektir; oysa ki ince kesitlisi uniform olarak martensitik olacaktır.

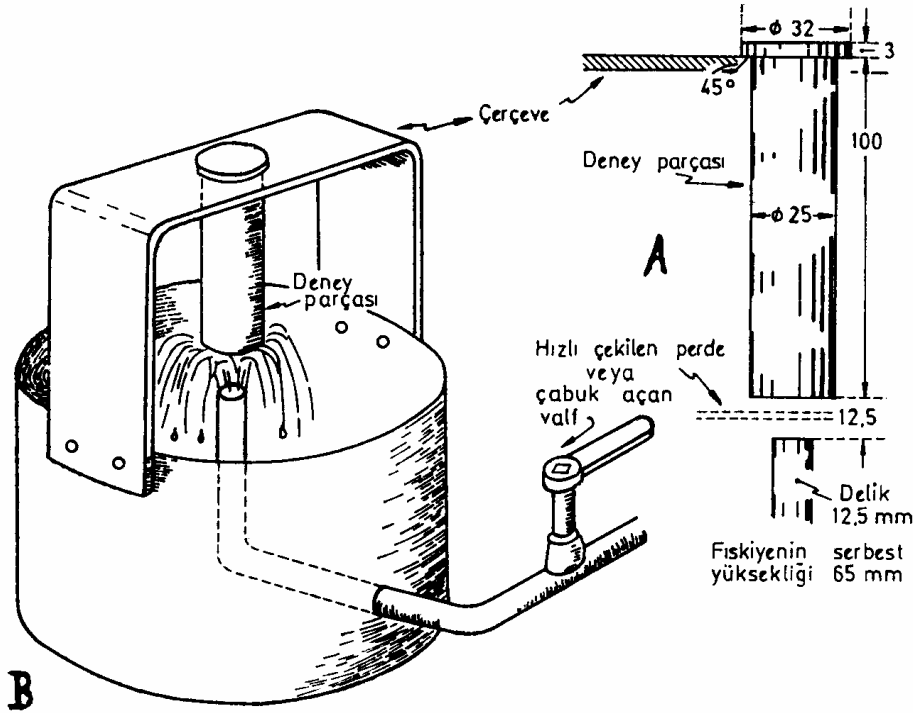
Bu güçlüğün arkası, bir ölçüde, çeliğe alaşım elementleri eklenmesiyle alınmaktadır. Böylece bildiğimiz gibi, kritik dönüşüm derecesi azaltılır ve yağa daldırılma ile homogen bir martensitik doku elde edilmesi mümkün olur.

Bu, alaşımlandırmanın en önemli işlevlerinden biri olmakla birlikte, niteliklerini değerlendirme kusuru nedeniyle çeliklerin yanlış kullanılmalarını önlemek amacıyla, tespit edilmiş mekanik niteliklerin geçerli olduğu azami çapın ya da «tayin edici kesit» in saptanması gerekmiştir. Bu kesit aşıldığında, kesit içinde niteliklerin yeknesak (uniform) olmaları beklenemez : göbeğin sertleşmesi tamamlanmamıştır.

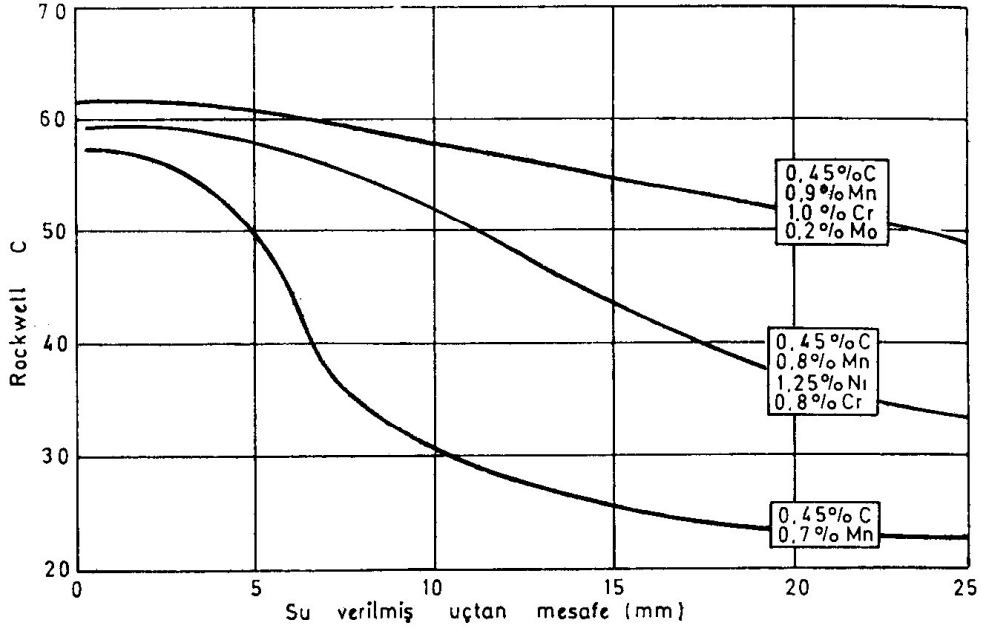
Jominy deneyinde bir standard deney parçası (Şek. 70 A) austenit alanına ısıtılır (1100°C) ve bir çerçeve içinde yerine oturtulur ve önceden hazırlanmış, 25°C lık su fıskiyesiyle su verilir (şek. 70 A ve B). Böylece çubuk boyunca değişik soğuma dereceleri elde edilir. Soğumadan sonra 0,4 mm derinlikte bir «düzlük», çubuğun bir yanı boyunca freze edilir ve her milimetrede bir bu düzlük üzerinde sertlik tayini yapılır. Sonuçlar, şek. 71'deki gibi grafik haline getirilir.

Bu eğriler, bir nikel-krom çeliğinin sertleşme derinliğinin aynı karbon oranlı saf karbon çeliğinkine göre daha fazla olduğunu; krom - molibden çeliğinde bu derinliğin, nikel - krom çeliğinkinden de fazla olduğunu gösterir.

Bu Jominy deneyine ilerde yine temas edeceğiz.



Şek. 70 — Jominy deneyi



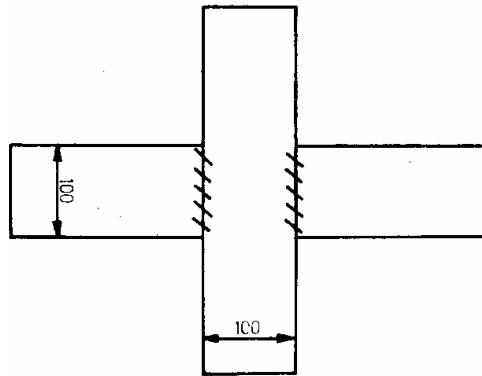
Şek. 71 — Üç değişik çeliğin, Jominy deneyinde gösterildiği gibi üç göreceli sertleşme derinliği

Konstrüktif kaynak kabiliyeti deneyleri kaynağın gerek çatlamaya gerekse de çentik etkisine hassasiyetini belirleme amacını güderler ve çeliğin kalınlık ve cinsine göre çeşitli şekiller arzederler. İnce saçlar bahis konusu olduğunda deneyler serbest veya mekanik yolla tespit edilmiş deneme parçaları üzerinde yürütülür. Kalın saçlarda ise deneme parçaları kendi kendilerini tespit etmiş durumda olurlar.

Sıcak çatlama eğilimini etkileyen çok sayıda faktörün bulunması nedeniyle kaynak malzemesi ile geçiş bölgesi denenmeli ve konstrüktif ve teknolojik faktörlerin etkisi saptanmalıdır.

SERBEST SAÇLAR ÜZERİNDE ÇATLAMA DENEYLERİ

Bunların en basiti 1 ilâ 2 mm kalınlıkta iki saç parçasını oksiasetlen üfleci ile haçvari kaynak edip (şek. 72) fazla ısınmış bölgede bir çatlak meydana getirmek üzere alterne eğmelere tabi tutmaktan ibarettir.

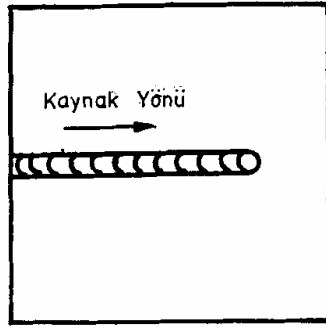


Şek. 72

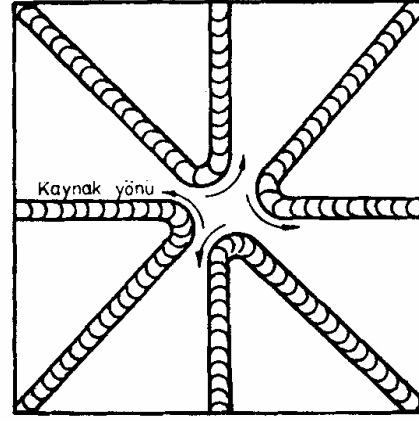
Focker deneyi'nde (şek. 73) yine üfleçle, kenardan başlamak üzere merkeze doğru bir ergitme battı çekilir.

Focke - Wulf deneyi, öncekinden daha etkili olup burada bir köşeden hareket ederek saçın kenar ortasına gelinir.

Basit gibi görülen bu deney çatlama hassasiyetini belirtmek için çok ciddi bir tecrübe teşkil eder (Şek. 74). Kaynak kabiliyeti sınırında krom-molibdenli bazı çeliklerin kolaylıkla kaynaklanamaz çelik karakterlerini arz ettikleri görülür.



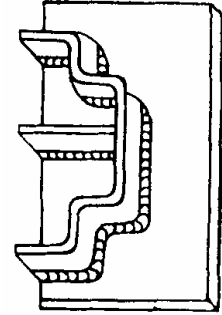
Şek. 73 — Focker deneyi



Şek. 74 — Focke - Wulf deneyi

Krupp deneyi'nde 1,2 mm lik-saç, açılı kaynağı suretiyle (şek. 75) tespit edilmiş oluyor, yani serbestçe şekil değiştiremez hale geliyor; çatlaklar özellikle saçın tersinde meydana çıkar. Bu son deneyler Krupp fabrikalarına yüksek mukavemetli kaynaklanabilir çelikler meydana getirme olanağını sağlamıştır.

Bu deneylerde çatlakın uzunluğu, ana ve kaynak metallerinin çatlama eğiliminin bir birimi olur.



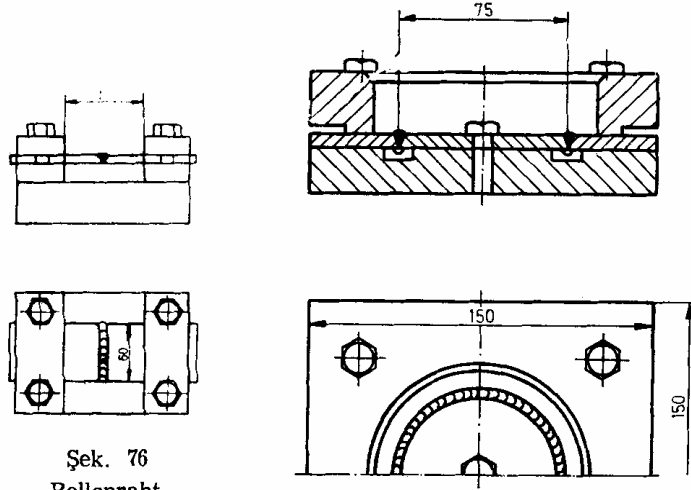
Şek. 75 —
Krupp deneyi

TESPİT EDİLMİŞ SAÇLAR ÜZERİNDE ÇATLAMA DENEYLERİ

Bollenraht-Cornelius deneyi özel bir sıkıştırma (tespit) tertibatıyla tespit edilmiş iki plaka arasında bir kaynaklı birleşme vücudunda getirmekten ibaret (şek. 76) olup ince saçlara uygulanır. Soğuma sırasında çatlak hasıl olursa çelik, kaynaklanamaz olarak tanımlanır. Çatlaklar görülür halde değilse deney bir radyolojik muayene veya, daha basit olarak, meneviş renginden kendini belli eden sıcakta çatlaklı bölgeleri meydana çıkaracak bir çekme veya eğme deneyi ile tamamlanır.

Halka deneyi (şek. 77) yine ince saçlara uygulanır. Burada dış saç dört tarafından çepeçevre ve iç yuvarlak saç da ortasından tespit edilmiştir. Bunlar 75 mm çapında bir daire

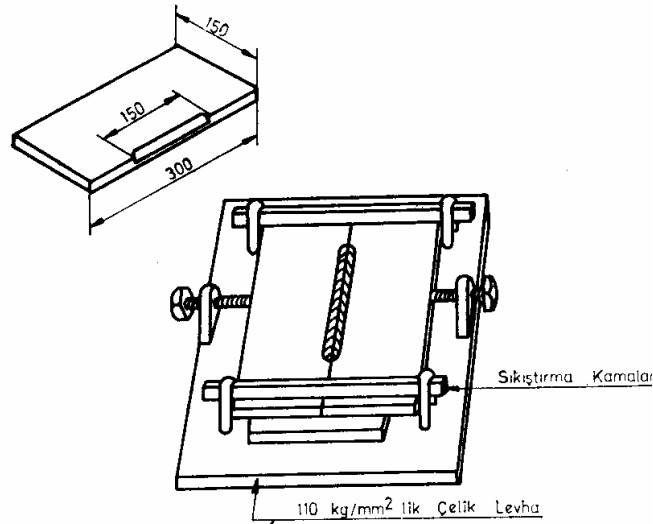
çevresinde uç uca kaynak edilip yukardaki gibi çatlağın meydana gelip gelmediğine bakılır.



Şek. 76
Bollenraht-
Cornelius deneyi

Şek. 77 — Halka deneyi

R.D. (Research Department) deneyi, kalın kesitli ve tespit edilmiş saçlar üzerinde ark kaynağı sırasında çatlama eğilimini belirler. 300x150 mm kenarlı (ve değişik kalınlıkta) ve 150 mm uzunluğunda bir köşe kırmasını haiz deneme parçaları özel bir tertibatla tespit edilmiştir (şek. 78). Sıkma vidalarıyla yanıl uzamalar önlenmiş olup kuvvetli tespit kamaları peşlemeye karşı koyar. Temas halindeki yüzler, soğuma çekmesinde etkili bir sıkıştırma tesis etmek için mükemmelen tesviye edilmiş olmalıdır.



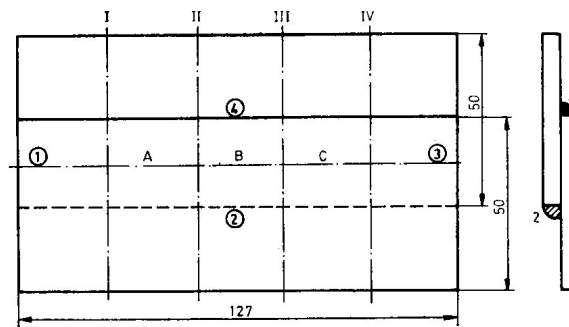
Şek. 78 — R.D. deney tertibatı

Deney parçaları montaja yerleştirildikten sonra kaynak ağzının dibine ilk bir paso çekilir ve soğumaya bırakılır. Sonra, her paso arasında soğutma yapılarak, işlem, kaynak ağzı dolana kadar tekrarlanır. İşlem bittikten sonra deney parçası montaj içinde iki üç gün bırakılır. Çatlak baş göstermemişse çıkarılır ve genişlemesi ne kesitler alınarak gerek ergimiş bölgede, gerekse

birleşme bölgesinde mikro çatlaklar aranır. Çeliğin mükemmel kaynak kabiliyeti hiçbir çatlağın bulunmamasıyla belirlenir.

Pellini deneyi'nde 16,25 mm (41/64") kenarlı kare kesitli çubuklar yan yana dizilip iki uçlarından sıkıştırılır ve ortadan bir paso çekilir ve montaj içinde soğumaya terk edilir.

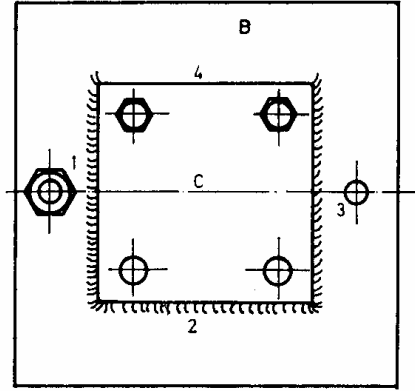
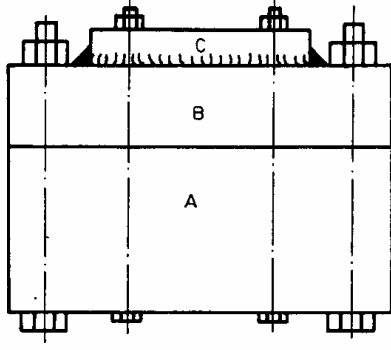
O'Neill deneyi'nde, birbiri üzerine 25 mm boyunca bindirilmiş ve bir mengeneye sıkıştırılmış halde iki saç 1, 2, 3, 4 sırasını takibederek kaynak edilir (açı kaynağı), 4 No.lu dikiş tam soğumadan sonra çekilir (şek. 79). Deney koşullarını daha da ağırlaştırmak için deneme plâkaları üzerine bakır plâkalar koyarak soğuma hızı üzerine etki yapılabilir. Sonra I, II, III ve IV'den kesitler alınarak mikro çatlakların olup olmadığına bakılır.



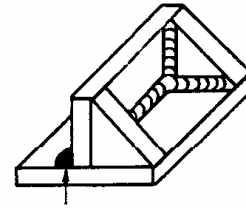
Şek. 79 — O'Neill deneyi

Synnden-Reeve deneyi'nde denenecek çeliğin cinsinden kalın bir B plâkası çok kalın bir A plâkasına civatalarla tespit edilir (şek. 80), sonra denenecek C plâkası dört civata ile B plâkası üzerine tespit edilir. Önce üç açılı kaynağı yapılır ve sistem tam soğumaya terk edilir. Bundan sonra da dördüncü açının kaynağı yapılır.

Tespit edilmiş açılı kaynağı deneyi (şek. 81) Bu deneyde dikey olarak konulan saç, bir taraftan bayraklarla takviye edilerek kuvvetlice kaynak edilir. Böylece tespit edilen dikey saçın öbür köşesine, tespit kaynakları tam olarak soğuduktan sonra dikiş çekilir.



Şek. 80 — Swinden - Reeve deneyi



Şek. 81
Muayene edilecek
dikiş

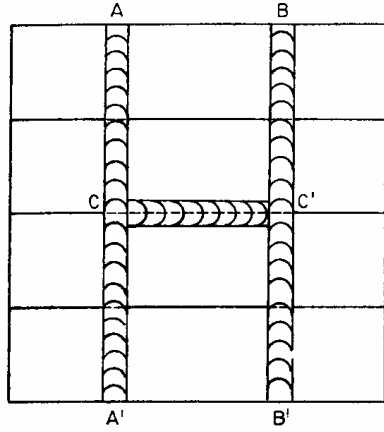
Ya «terletme» (penetran sıvılar) veya dikey saçın üstünden açılacak bir delikten hidrolik basınç uygulayarak dikişde çatlak aranır.

KENDİ KENDİNİ TESPİT ETMİŞ SAÇLAR ÜZERİNDE ÇATLAMA DENEYLERİ

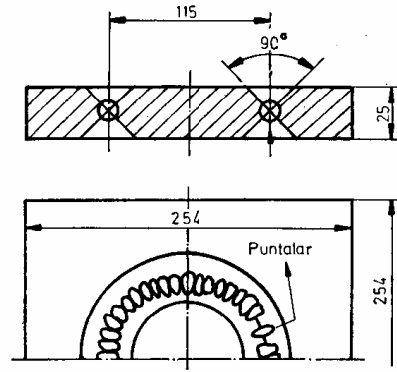
Bu deneyler çok kalın saçları ilgilendirdiğinden şekil değişimleri çok az olur, dolayısıyla saçlar kendi kendilerini tespit etmiş sayılır.

H şeklinde kaynak deneyi. — Basit olmakla birlikte şartları ağır olan bu deneyde dört tane kalın saç önce AA' ve BB' dikişleri çekilerek (şek. 82) tespit edilir, tam soğumadan sonra da enine CC, dikişi çekilir.

Dairesel kaynak deneyi (Ring Test). — Bu deney daha çok kaynak metalinin çatlama hassasiyetini meydana koymak için uygulanır. 115 mm. çap ve 25 mm kalınlıkta bir disk şeklindeki deney parçasına X şeklinde kaynak ağzı açılıp 254 mm kenarlı dört köşe bir plâkanın ortasına yerleştirilir. Dairesel kaynağın yapılmasından sonra kaynak kısmı parlatılıp kimyasal olarak boyanarak çatlak aranır. (Şek. 83).

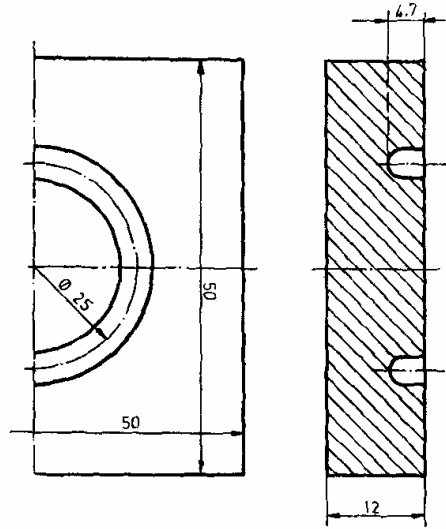


Şek. 82



Şek. 83 — Ring Test

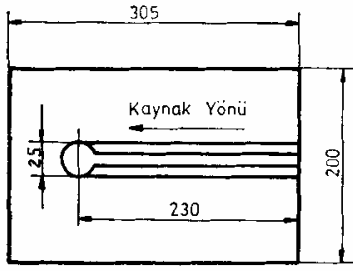
Aynı fikirle yürütülen *Steinberger deneyi'nde* 12 mm kalınlıkta ve 50 mm kenarlı bir kare plâkaya 25 mm çap üzerinde 4,7 mm derinlikte dairesel bir oluk açılır. (şek. 84). Bu oluk bir atomik hidrojen üfleci veya argonlu bir üfleçle doldurulur. Keza bazik örtülü elektrod da kullanılabilir. Yığılan kaynak metali parlatılıp yine kimyasal olarak boyanarak çatlak aranır. Bu deney havacılık endüstrisinde kaynak telinin seçiminde kullanılmıştır.



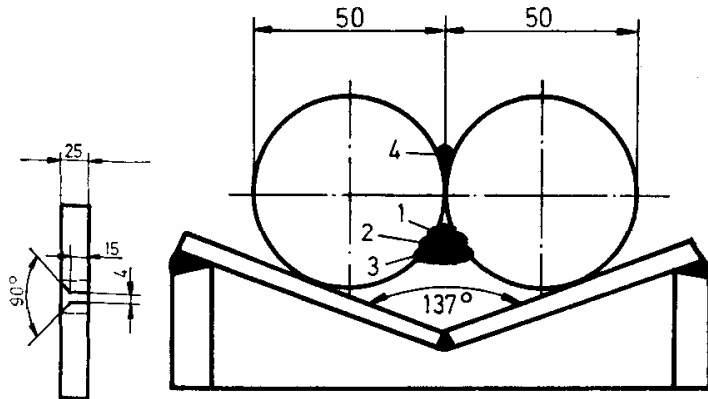
Şek. 84 — Steinberger deneyi

Amerikan bahriyesinin (N.R.L.) deneyi. . Ergimiş kaynak metali ile ana metalin çatlama eğilimini araştırma amacını güden bu deneyde (şek. 85) kaynak ağzının sonunda 25 mm çapında bir delik bulunur. Bu deneyde şartların ağırlığı kaynak ağzı kenarlarını açıp bu deliğin çapını değiştirerek artırılabilir.

Kantz deneyi, 50 mm çapında iki çubuk üzerinde icra edilir. Şek. 86' da gösterilen sıraya göre 1, 2 ve 3 dikişleri çekilir. Ancak müteakip dikişi çekmeden önce bir öncekinin tamamen soğuması beklenir. Sonra çubuklar çevrilip 4 dikişi çekilir. Soğuduktan sonra da çubuklardan kesitler alınarak çatlak aranır.



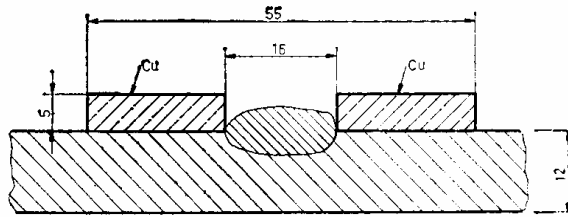
Şek. 85 — N.R.L. deneyi



Şek. 86 — Kantz deneyi

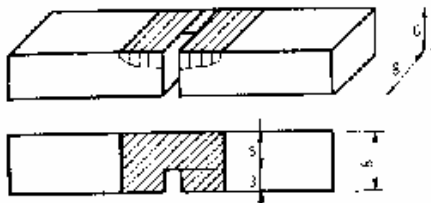
ÇENTİĞE HASSASİYET DENEYLERİ

Dutilleul deneyi. --12 mm kalınlıkta sac üzerine arka iki bakır gayt arasında 2-3 mm nüfuziyetli bir dikiş çekilir. Yığılmış bu kaynaktan çıkarılan özel şekilli deneme çubukları rezilyans (kırılmalık) ve eğme deneylerine tabi tutulur. (Şek. 87).

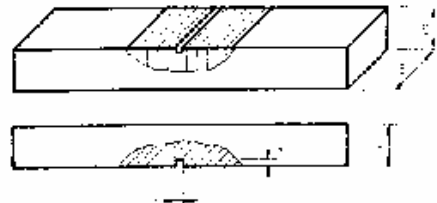


Şek. 87 — Dutilleul deneyi

Rezilyans deneme çubukları 8x6x55 mm boyutlu paralel kenarlı parçalar olup çentiğin pozisyon ve derinliğinin, yöntemin hassasiyeti üzerinde büyük etkisi olduğunu Dutilleul göstermiştir. Gerçekten, tamamen ergimiş bölge içindeki 1 mm'lik bir çentik, biri kaynaklanabilir, diğeri kaynaklanamaz iki tip 50 kg/mm²'lik çeliği tefrik etmek imkânını verir (şek. 88).



Şek. 88 a — S.R.A. Rezilyans deney çubuğu (Dutilleul)



Şek. 88 b — S.R.C. Rezilyans deney çubuğu (Dutilleul)

Klâsik UF (10x10 kare kesitli), SRA ve SRC (sırasıyla şek. 88 a ve 88 b) deneme çubuklarıyla elde edilen sonuçlar şöyledir:

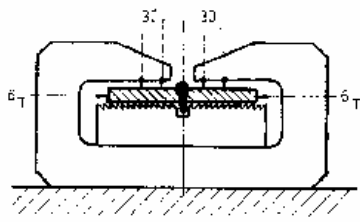
K, ana metalin kaynaksız rezilyansı

K', kaynaklı deney çubuğunun rezilyansı

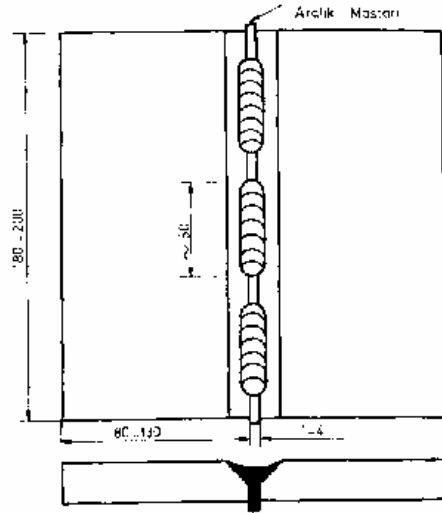
Çelik	UF den. çubuğu			SRA den. çubuğu			SRC den. çubuğu		
50 kg/mm ²	K	K'	$\frac{K}{K'}$	K	K'	$\frac{K}{K'}$	K	K'	$\frac{K}{K'}$
	$\frac{kgm}{cm^2}$	$\frac{kgm}{cm^2}$		$\frac{kgm}{cm^2}$	$\frac{kgm}{cm^2}$		$\frac{kgm}{cm^2}$	$\frac{kgm}{cm^2}$	
Kaynaklanabilir	9.68	8.32	0.86	11.33	6.22	0.55	9.34	2.99	0.32
Kaynaklanamaz	5.72	4.69	0.82	6.30	2.71	0.43	6.82	1.16	0.17

Schnadt-Fisco deneyi. — Çentik etkisini belirleyen konstrüktif kaynak kabiliyeti deneyleri arasında Schnadt deneyi, moleküler ayrılma kırıklarını tane kayma kırıklarından ayırdetme imkânını verir.

1 ilâ 40 mm kalınlıkta, 80-130 mm genişlik 170-200 mm boyda iki levha, aralık mastariyle 1-4 mm aralıklı olarak (Şek. 90) Fisco tespit âletinde (Şek. 89) sıkıştırılır. I, Y veya U kaynak ağızı açılır. İki parça, herbiri 50 mm kadar uzunlukta 3-4 pasoluk dikişler halinde kaynak edilir. Her pasodan sonra parçaların 0°C'm altına soğuması beklenir. Bitiş krateri doldurulmaz ve kaynak işleminin bitiminden sonra sistem Fisco âletinde, 10 dakikadan bir kaç güne kadar uzayan bir süre bağlı olarak bırakılır. Sonra çıkarılıp çekiç veya preste kırılır ve çıplak gözle çatlağın durumuna bakılır. Kaynak metalindeki çatlaklar çoğu zaman böylece görülebilirse de bazen flüoresan sıvılar, magnetik ve radyografik yöntemlere de başvurulur.



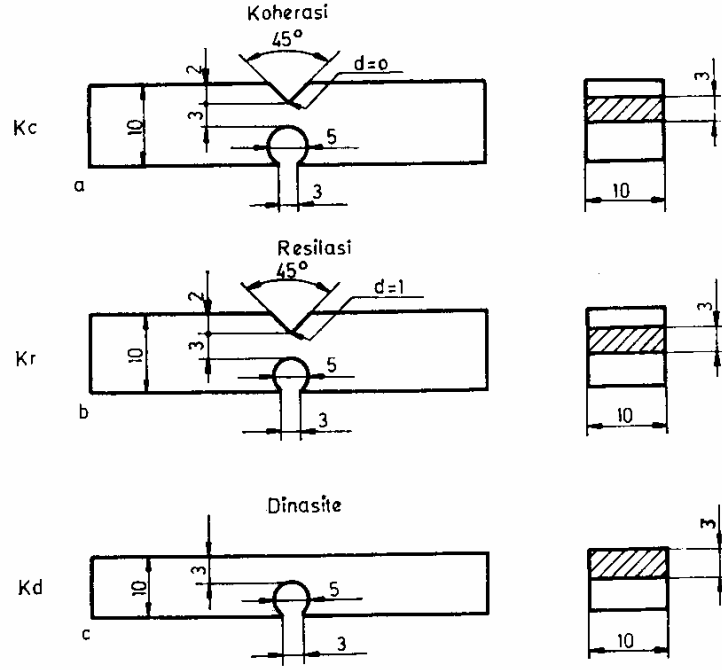
Şek. 89 — Fisco tespit âleti



Şek. 90 — Schnadt deneme çubukları

10x10 kare ve 8x10 dikdörtgen kesitli darbe deneme çubuklarında çentiğin mukabil tarafında 5 mm derinlikte dairesel bir oluk bulunur (Şek. 91). Normal Charpy veya UF çubuğunda çentik derinliği 5 mm olup yükseklik/genişlik oranı 5/10'dur; Mesnager çubuğunda

bu oran 8/10'dur. Schnadt çubuklarında ise bu oran 3/10 olup koherasi çubuğunda çentiğin dibi açısız, rezilasi çubuğunda yuvarlaktır. 8 mm'lik çentiksiz çubuğa da dinasite çubuğu adı verilir.



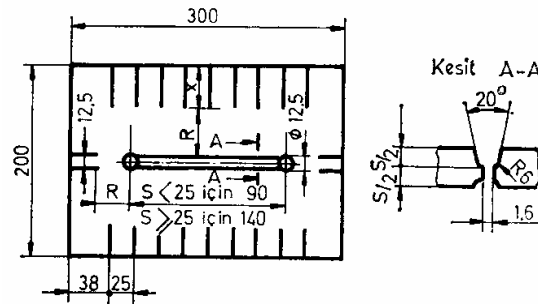
Şek. 91 — Schnadt deneme çubukları

Bu üç çubuğun verdikleri ve kgm/cm^2 olarak ifade edilen değerler, denenen çeliğin kırılmalık derecesini tarif eden bir darbe diyagramının çizilmesine imkân verir.

K, 2 kgm/cm^2 den küçükse moleküler ayrılma kırılması bahis konusudur (parlak taneli kırık); K, 8 kgm/cm^2 'yi geçerse, kırılma kayma suretiyle hasil olur ve kırık da mat tanelidir.

Lehight deneyi. — Amerika'da kalın saçlar üzerine yaygın olan bu deneyde, kenardan x mesafesine kadar bir sıra testere keşiği meydana getirmek suretiyle deneme parçasının kenarlarının tespit derecesi değiştirilmektedir.

Yaklaşık 200x300 mm ölçüsünde saçın ortasına, şekil ve boyutları Şek. 92'de gösterilen U kaynak ağız freze edilir. Bunun uzunluğu saçın kalınlığına göre değişir. 25 mm' den ince saçlarda bu uzunluk 90 mm, 25 mm ve daha kalın saçlarda ise 140 mm olur.

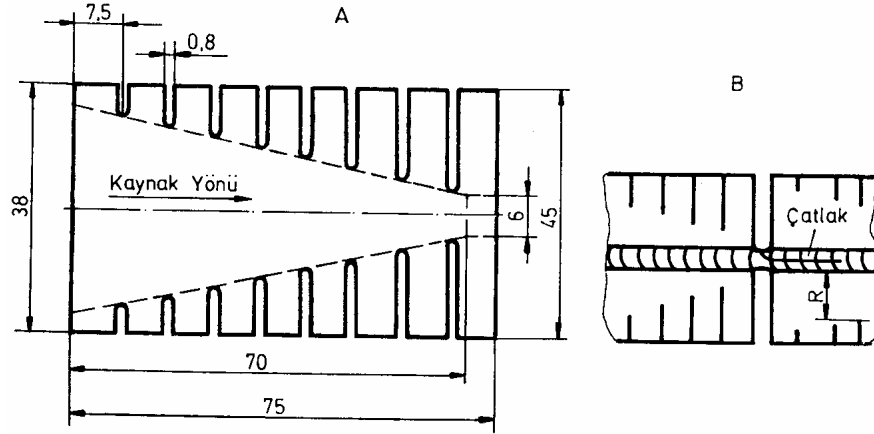


Şek. 92 — Lehight deneme parçası

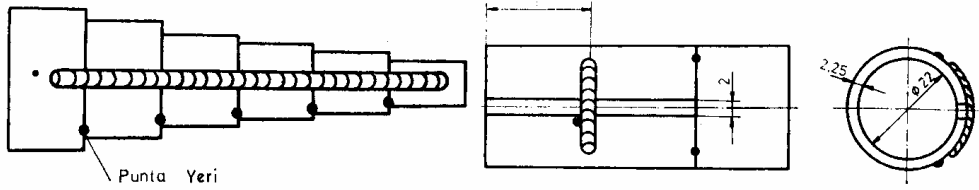
Bu kaynak ağzına bir dikiş çekilip göz veya sair usullerle çatlak aranır.

Amerikan araştırmacılarına göre % 0,30'u geçmeyen karbonlu çeliklerde, çatlaklar, eğer hasıl olursa, ergimiş bölgede sınırlanırlar; halbuki yüksek karbonlu veya çatlama hassas özel çeliklerde çatlaklar değişme bölgesinde başlayıp ergimiş bölgeye uzanırlar.

Aynı prensibe dayanan sair deneylerden *Houldcroft* deneyleri (şek. 93 A ve B), *MWTU* deneyi (şek. 94) ve boru deneyi (şek. 95) zikredilir.

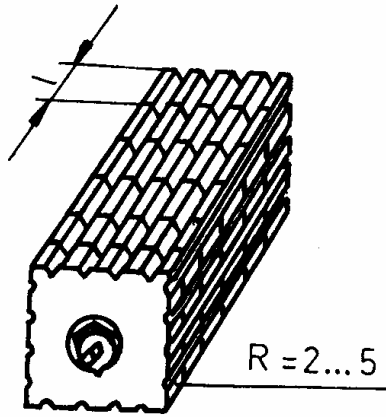


Şek. 93 — Houldcroft deneyleri



Şek. 94 — MWTU deneyi

Şek. 95 — Boru deneyi



Şek. 96 — Brown - Boveri deneyi

Brown-Boveri deneyi. — Çatlama deney parçası, kalınlıkları, kullanma kalınlığına tekabül eden, yüzleri mükemmel şekilde tesviye edilmiş ve ortalarından geçen bir sıkma civatası ile birleştirilmiş plakalardan oluşur (Şek. 98). Bu plâkaların sayısı ve ölçüleri deneycinin seçimine bırakılmıştır. Plâkalar arasındaki ayırım çizgisi bir çatlama başlangıcı teşkil eder.

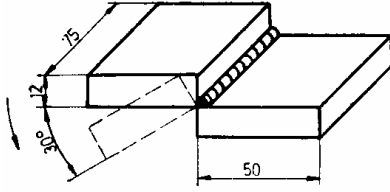
Böylece meydana gelen deney parçasının dört yüzüne uzunlamasına, yarı çapı 2 ilâ 5 mm olan yuvarlak dipli ve bazen de köşeli oluklar açılır. Yuvarlak dipli oluklara, oluk yarı çapına tekabül eden çapta elektrodla bir paso, köşeli oluklara da birkaç pasolu dikişler çekilir. Elektrod, tabîi olarak, ana metalin cinsine uygun olacaktır. Plâkaların birleşme yerleri ile alt tabakada hasıl olabilecek çatlaklar aranır.

Koşulları ağır olan Brown-Boveri deneyi önceleri austenitik çeliklerin çatlama hassasiyetlerini belirlemek amacıyla uygulanmış, sonradan bu deney sair çelik çeşitlerine de teşmil edilmiştir.

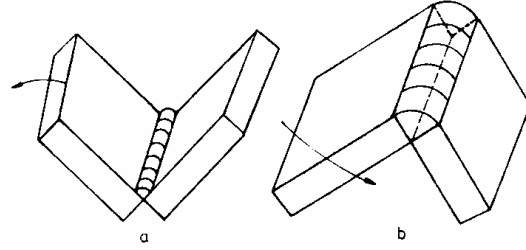
Deney parçası blokunu değişik tipte austenitik çelikten plâkalarla teşkil etmek suretiyle, tek bir deneyle, seçilen çeliğe en uygun elektrodu meydana çıkarma imkânı elde edilir.

DIŞTAN ZORLAMALI DENEYLER

Bunlardan en çok kullanılanları *Murex* ve *RBS* (değişik *Murex*) deneyleri olup (sırasıyla Şek. 97 ve 98, a ve b) bunlarda kanatlardan biri sabit tutulup diğeri, kaynak başladıktan sonra ark s,tabil hali alır almaz belirli bir açısal hızda muayyen miktarda döndürülür. *Murex* deneyinde bu miktar 30°'dir. Kaynak bitene kadar bu 30°'ye erişilmemişse, kaynaktan sonra da döndürmeye devam edilir ve çatlaklar incelemeye tabi tutulur.



Şek. 97 — Murex deneyi



Şek. 98 — RBS deneyleri

SÜNEKLİK GEÇİŞ SICAKLIĞI

Süneklik geçiş sıcaklığı (*ductility transition*) bir kaynak kabiliyeti kavramından çok, çeliğin bir kalite kriteridir. Bununla beraber bazı idare ve teşekküller buna ait deneyleri şartnamelere ithal edip elektrod veya ana metali kalite bakımından belirlemek üzere belirli bir sıcaklıkta elde edilecek rezilyansı tespit etmişlerdir.

Çevre sıcaklığının devamlılık arzeden bir kanuna göre azalması halinde çeliklerin kırılma hızının arttığı bilinir. Belirli bir sıcaklıkta metal sünek halden kırılma hale geçer. Bu sıcaklığa *süneklik geçiş sıcaklığı* adı verilir. Altına geçildiğinde çeliğin tehlikeli şekilde kırılma olduğu bu sıcaklığın bilinmesinin önemi aşikârdır.

Alçak sıcaklıklarda rezilyans-sıcaklık eğrilerinin çizilmesi, iki tane rezilyansın hızlı değişme bölgesini meydana çıkarabilir. Adı sıcaklıklar civarında bulunan bunlardan biri «kırılma geçişi» (*fracture transition*) adı ile bilinip damarlı veya karışık bir kırılmadan taneli bir kırılmaya

geçiş belirlir.

Alçak sıcaklıklarda bulunan bir diğeri de «kırılganlık geçiş sıcaklığı» olarak adlandırılıp plastik deformasyonlu yüksek kırılma enerjisinden deformasyonsuz zayıf bir kırılma enerjisine anî geçiş belirlir.

Çatlamanın ilerlemesine bağlı birinci geçiş, S şeklinde sürekli bir sıcaklık-rezilyans eğrisi veren kapalı V şeklinde çentikli darbe deneme çubuğu ile kolaylıkla meydana çıkarılabilir. Buna mukabil UF deneme çubuğu, darbe enerjisi değerlerinin önemli bir dağılışı ile «kırılganlık geçiş» alanını daha iyi belirler gibidir.

Bu itibarla *süneklik geçiş sıcaklığı'nun* tarifi esas itibariyle darbe deney çubuğunun şekline bağlıdır.

Kırılgan olarak bilinen malzemeler (örneğin su verilmiş çelikler) tane kaymasına ciddi mukavemet arzederler. Tatbik edilen yük arttıkça şekil değişmeler (deformasyonlar) çok yüksek bir çekme gerilmesinden itibaren başlar ve kopma da önemsiz bir kaymadan sonra vaki olur. Gerçekten kırılgan malzemelerin uzaması çok azdır. Son derece kırılgan bir malzeme plastik kaymalara, hiçbir deformasyona müsaade etmeyecek kadar büyük mukavemet arzeder ve yük artınca çekme gerilmelerinin etkisiyle ve kısımların moleküler bağlarının kopmasıyla doğruca kopma vaki olur. Bu takdirde elastik sınırla kopma yükü birbirine karışır.

Buna karşılık fevkalâde sünek bir malzemede kopma doğruca, 45°deki düzlemlerde teğetsel gerilmelerin etkisiyle meydana gelir ve çok bariz deformasyon hasıl olur.

Daha genel olarak, orta süneklikte bir malzemede her iki tür zorlama, kırılmadan sorumlu olur. Sonuç olarak denebilir ki deformasyonlar önlenbilse daha yüksek kopma yüklerine erişilebilir. Bununla beraber bu deformasyonların vazgeçilmez faydaları olduğunu da kaydedelim. Gerçekten her konstrüksiyonda, kuvvet hatlarının yoğunlaşmaya meylettği noktalar kaçınılmaz şekilde mevcuttur; malzeme sünekse, en çok zorlanan noktalar, bir kez elastik sınıra vardıklarında, plastik olarak gevşerler ve böylece gerilmelere bütün mukavemet kesitine üniform olarak dağılma imkânını verirler. Aksi halde, yani süneklik yoksa, en büyük zorlamalara maruz noktalar, deformasyon yoluyla serbest kalma yerine, komşu kesitler yardıma gelmeden kopmaya giderler.

Düşük sıcaklıklarda büzülme, kristal şebekelerini rijitleştirir ve plastik kaymaların başlamasını önler. Başka deyimle deformasyonların harekete geçmesi için gerekli makaslama gerilmesinin

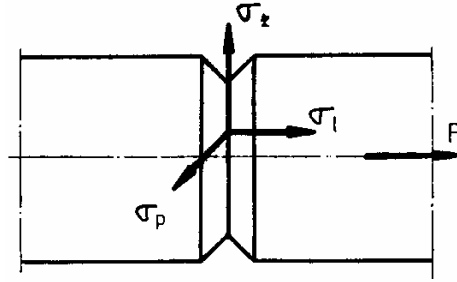
değerini artırır ve dolayısıyla elastik sınırla kopma yükünü yükseltir. Fevkalâde düşük sıcaklıklarda kırılma doğruca moleküler bağların kopmasıyla vaki olur ve bu halde elastik sınır kopma mukavemetine eşittir.

Çentikler, konstrüksiyonlarda üç eksenli zorlamalar meydana getirirler. Genel olarak çentik diye kuvvet hattı yoğunlaşmasını gerçekleştiren her türlü sebebe denir.

- anî kesit veya rijitlik değişmeleri,
- şekil değiştirebilir bölgeler içinde sert noktalar,
- kaynak hataları ve genellikle homojensizlik halleri

bunlardan bazılarıdır.

Örneğin V şeklinde boğaz açılmış bir çubuk alalım (şek. 99). Buna eksen yönünde bir çekme yükü (F) uygulayalım. Kuvvet hatları üniform olarak dağılmaz, çentiğin dibinde bunlar çokça yoğunlaşır. Çentiğin bulunduğu kesitte (s) σ_1 , gerilmesi ortalama olarak F/s değerine eşitse de çentiğin dibinde bu değer kF/s olur. «Yoğunlaşma faktörü k», çentiğin derinliği ve keskinliği oranında yüksek olur; 10 ve daha fazlaya çıkabilir.



Şek. 99

Bu uzunlamasına yükün altında çentiğin bulunduğu kesit enine büzölmeye meydecektse de kuvvet hatlarının geçmediği çentik kenarları buna mani olur ve σ_1 'e dikey bir radyal σ_r gerilmesi hasil eder.

Bu σ_r , «çevresel» diye adlandıracağımız ve ilk ikisine dikey bir başka σ_p gerilmesini meydana çıkarır. Bunu gözönüne getirebilmek için içten basınca maruz bir kap düşünelim; bu basınç, bilindiği gibi kabın kalınlığına dikey bir çekme hali hasil eder.

Sonuç olarak görülür ki çentikler her türlü, hatta tek eksenli, zorlamayı üç eksenli zorlama haline getirir. Bu üç eksenli halle, deformasyonların esas sebebi olan makaslama gerilmesinin değeri düşer şöyleki malzeme moleküler bağların kopmasıyla kırılma haline hazırlanmış olur.

ALÇAK SICAKLIK, ÇENTİKLER VE SAİR OLUMSUZ FAKTÖRLERİN MÜŞTEREK ETKİLERİ

Pratikte, çentiklerin meydana getirdikleri bu üç eksenlilik, bunlar çok derin ve keskin oldukları zaman dahi, hiç bir zaman eşkenarlı değildir şöyle ki, sünek malzemeler bahis konusu olduğunda makaslama zorlaması daima plastik deformasyonu başlatabilecek değerleri muhafaza eder.

Çekme suretiyle, normal sıcaklıkta, artan derinlikte çentikleri haiz bir seri silindirik deney çubuğu kopartılacak olursa, çentikli kesite irca edilmiş kopma yükünün tedricen arttığı ve uzamanın azalarak gittiği görülür.

Mamafih sadece çentik etkisiyle moleküler bağ kopması kırılmasına erişmek mümkün değildir.

Çentik etkisine alçak sıcaklığına eklenecek olursa gevrek kırılmayı deneysel olarak gerçekleştirmek kolaylaşır.

Çentiksiz çubuklarda sadece soğğun etkisiyle gevrek kırılma elde edebilmek için -200°C civarına inmek gerekir.

Çentikli çubuklarda ise çentik ne kadar derin ve keskin olursa o kadar daha az soğğa ihtiyaç olur. Buna ek olarak tanelerin büyümesi, su verme, yoğurulma (soğuk çekme v.s.) ve yaşlanma gibi malzemenin sünekliğini bozabilen etkenlerin de bulunması, koşulları o kadar ağırlaştırır. Bu faktörlerin varlığı ile gevrek kırılma daha kolay elde edilir.

Şimdi yine süneklik geçiş sıcaklığı konusuna dönelim.

«d», çubuğun sünek kısmı; «f», gevrek kısmı olsun. Sıcaklığın fonksiyonu olarak sünek kısmın toplam kesite oranının eğrisi şek. 100'de görülür.

T_1 'nin üstünde kırılma sünektir. T_f 'in altında kırılma gevrektiler.

$T_1 - T_f$ fasılasında kırık kısmen sünek, kısmen gevrek görülür.

Bütün çentikli deneme çubukları bu geçiş olayını arzederse de sınır sıcaklıklar, aynı bir çelikte,

deneme tipi (çekme, eğme, rezilyans v.s.),

çubuğun geometrisi (boyutları ve çentik tipi),

ele alınan kriter (kırığın görünüşü, kırılma yükü, eğme açısı, çentik dibinin büzülmesi) ne göre değışirler. Bunu yukarda da görmüştük. Şimdi, geçiş sıcaklığı için bazı mümkün tarifleri verelim:

Kırılmalık geçiş sıcaklığı

— Charpy V rezilyansının azalmaya başladığı sıcaklık (geçiş fasılasının üst sınırı);

— Charp V rezilyansının asgarî değerine vardığı sıcaklık (geçiş fasılasının en sol tarafı);

— Geçiş fasılasının orta sıcaklığı;

— Charpy V deney çubuğunun yarı sünek yarı gevrek görünüm arzettiği sıcaklık;

— Charpy V rezilyansının belirli bir düzeyden geçtiği sıcaklık (örneğin 3 daJ/cm²);

— Charpy V deney çubuğunda çentik dibinde büzülmenin % 1 değerinden geçtiği sıcaklık

vs. olarak tarif edilir. Kabul edilen tarife göre aynı çelikte geçiş sıcaklığı çok büyük, örneğin -50 ilâ +70°C gibi farklar arzeder. En çok kullanılan tarif de şudur: *Charpy, V rezilyansının 3,5 daJ/cm² değerinden geçtiği sıcaklık.*

Çeliklerin bileşimine giren elementler bu geçiş sıcaklığını farklı şekilde etkilerler. Karbonla fosfor onu adi sıcaklıklara doğru kaydırmaya meylederler. % 0,20'ye kadar silisyum geçiş sıcaklığını düşürmeye meyleder, sonra bu sıcaklık silisyum yoğunlukları ile birlikte yükselir.

Özel elementler arasında sadece nikelle titanium geçiş sıcaklığı üzerinde olumlu etki yapar; krom, molibden, vanadium bu hususta ters etki icra eder. Alüminyum, % 0,04'e kadar çok düşük oranlarda olumlu etki yapar.

Bu itibarla çeliklerin alçak sıcaklıklarda durumunu düzeltmek için başvurulacak çareler şöyle özetlenebilir :

Karbon oranını sınırlamak; gerçekten bu oran ne kadar düşük olursa geçiş sıcaklığı o kadar alçak olur. Soğukta kullanmalar için bu oranı azami % 0,20'de sınırlamak uygundur.

Mn/C oranını artırmak; bu oran arttıkça geçiş sıcaklığı düşer.

Karbon oranı sınırlandırıldığına göre alçak sıcaklıklarda Mn/C oranı 2,5-3 den yukarı olmalıdır.

Çeliği dezokside etmek : durulmuş (kaime) çelik efervesan çelikten daha elverişlidir. Alüminyumla durulma silisyumla durulmadan daha etkilidir.

Dokuyu inceltmek: mikrografik doku ne kadar ince olursa geçiş sıcaklığı da o kadar düşük olur. Orta kalınlıkta, $C \leq \% 0,20$ ve $Mn \geq 0,60$, alüminyumla durulmuş ve iyi normalize edilmiş «ince taneli» bir yumuşak çelik saç $-50^{\circ}C$ 'a kadar kullanılabilir.

Daha düşük sıcaklıklar için nikel içeren çeliklere başvurulur. Halen $\% 3,5 - 5$ ve 9 nikelli çelikler, tavlı halde, sırasıyla -100 , -150 ve $-196^{\circ}C$ 'a kadar kullanılabilmektedir.

Krom-nikelli austenitik çeliklerin bu yönde dayanmaları daha iyi olup salt sifıra yakın sıcaklıklarda, soğukta gevrekleşmeyen alüminyum tavsiye edilir.