

THE EFFECT OF CONTROLLED ATMOSPHERE ON THE HEAT AFFECTED ZONE PROPERTIES OF GAS METAL ARC WELDING

Koray KÖKEMLİ, Ramazan KAÇAR*,
ZKÜ. Karabük Teknik Eğitim Fakültesi, Metal Eğitimi Bölümü, Karabük, 78100, Türkiye,
e-mail: N_Kacar@hotmail.com

ABSTRACT

Gas Metal Arc Welding (GMAW) process is widely used in industry due its improved weld pool protection against to the atmosphere gases. However, the long arc length reduces the protective effect of the shielding gas. Due to electrochemical and thermochemical reactions between the weld pool and the arc atmosphere, it is quite important to enhance the toughness of the weldment by an inert atmosphere during GMAW process. Therefore, in this study a controlled atmosphere cabinet was designed. Low carbon steels were welded with classical GMAW process in argon atmosphere as well as in the controlled atmosphere cabinet by using similar welding parameters. The mechanical and metallurgical properties of both weldments were evaluated. Finally, it is concluded that the toughness of the heat affected zone was superior for the weldment made in the controlled atmosphere when compared to that of the classical GMAW process.

Key Words: GMAW process, Controlled atmosphere, Heat affected zone toughness

KONTROLLÜ ATMOSFERİN GAZ ALTI ARK KAYNAK BAĞLANTILARININ ISI TESİRİ ALTINDAKİ BÖLGESİNİN ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ

ÖZET

Gaz metal ark kaynağı (GMAK), atmosfer gazlarına karşı, kaynak banyosuna iyi koruma sağlamasından dolayı endüstride geniş kullanım alanı bulmuştur. Ancak yüksek ark boylarında koruyucu gazın koruma etkisi azalmaktadır. Kaynak banyosu ile ark atmosferi arasındaki elektrokimyasal ve termokimyasal reaksiyonlar sebebiyle, kaynaklı bağlantının darbe dayanımının iyileştirilmesi için kaynak işlemi sırasında tamamen kontrollü bir atmosferi oluşturmak gerekir. Bu amaçla, bu çalışmada GMAK yöntemi için kontrollü bir atmosfer kabini tasarlanarak geliştirilmiştir. Düşük karbonlu çelik çiftleri, klasik GMAK yöntemiyle argon koruyucu gazı kullanarak ve kontrollü atmosfer ünitesinde aynı kaynak parametreleriyle birleştirilmiştir. Her iki bağlantının mekanik ve metalürjik özellikleri araştırılmıştır. Sonuçlar, kontrollü atmosfer ünitesinde elde edilen bağlantıların ısı tesiri altındaki bölgesinin (ITAB) tokluğunun, klasik GMAK yöntemiyle birleştirilen bağlantıya oranla daha yüksek olduğunu ortaya çıkarmıştır.

Anahtar Kelimeler: GMAK yöntemi, Kontrollü atmosfer, ITAB, darbe dayanımı

1. GİRİŞ

Ergitme kaynaklarında kaynak banyosunun, gaz, cüruf, vakum veya kendinden korumalı yöntemlerle korunması sağlanmakta olup her yöntemin sağladığı koruma seviyesi de farklı olmaktadır. GMAK yönteminde, kaynak bölgesine gelen sürekli ilave metal sebebiyle daha az kararlı ark oluşumu veya yüksek ark boşluğu nedenleriyle koruyucu gaz, koruma etkisini tam olarak yerine getirememektedir (1). Yüksek ısı girdisi sebebiyle kaynak banyosu ile ark arasında elektro ve termo-kimyasal reaksiyonlar meydana gelmekte ve reaksiyon sonucunda meydana gelen oksijen, azot ve hidrojen gazlarının kaynak banyosunda hapsolması bağlantının mekanik özelliklerini düşürmektedir. Bu tür oluşumları engelleyerek başarılı bir

1. INTRODUCTION

Various techniques such as gas, slag, gas and slag, vacuum and self protection can be used to protect the weld pool during the fusion welding. Obviously, different protection techniques provide different degrees of weld pool protection. The greater arc length and less stable arc due to consumable electrodes reduce the protective effect of the shielding gas during the classical Gas Metal Arc Welding (GMAW) process (1). The GMAW process allows an evolution of the electrochemical and thermochemical reactions between the arc plasma and the weld pool due to existed high temperatures. Resulting oxygen, nitrogen and hydrogen content which are trapped in the weldment, reduces to the mechanical properties of the

kaynaklı bağlantı elde edebilmek için uygun kaynak yöntemi ve koruma gazı seçmek, atmosfer gazlarının koruma gazlarının içerisine girmesini engellemek, hidrojen oluşturan kaynakları engellemek gibi bazı tedbirlere müracaat etmektedir. Ergitme kaynaklarında kaynak banyosunun tamamen korunması, ancak kontrollü bir atmosfer ortamı oluşturarak sağlanabilir.

Endüstride kontrollü atmosfer ortamında kaynak uygulamalarına sadece elektron ışın kaynağında rastlanır. Bu yöntemin kullanılmasıyla elde edilebilecek avantajların en önemlisi, kaynak sırasında çalışma alanına vakum uygulayarak kontrollü bir atmosfer oluşturulmasından dolayı soy bir ortamın elde edilmesi ve böylece kaynak bölgesindeki kirliliğin önlenmiş olmasıdır (2). Kaynaklı bağlantıların kontrollü bir atmosfer elde edilerek birleştirilmesinde elektron ışın kaynağından başka TİG (Tungsten inert gaz) kaynak yöntemi de kullanılmakta olup, bu yöntem ile genellikle refrakter malzemeler birleştirilmektedir. Her iki yöntemde amaç kaynak banyosundaki kirlilikten kaçınılarak oluşabilecek zararlı oksit, nitrür ve hidrojenin olumsuz etkisini minimuma indirmektir (3,4,5).

Bu çalışmada GMAK uygulamalarında daha iyi bir koruma sağlamak amacıyla; kontrollü atmosfer ünitesi tasarlanarak imal edilmiştir. Düşük karbonlu çelik çifti aynı kaynak parametreleri kullanarak argon atmosferinde klasik GMAK yöntemiyle ve imal edilen kabin içerisinde kontrollü atmosfer altında gaz metal ark kaynak (KAGMAK) yöntemiyle çok pasolu olarak birleştirilmiştir. Her iki ortamda birleştirilen malzemenin kaynaklanabilme kabiliyeti ve bağlantının mekanik ve metalürjik özellikleri, çentik darbe dayanımları, sertlikleri ve mikroyapıları incelenerek mukayese edilmiştir.

2. MATERYAL VE METOD

2.1. Deney Ünitesinin Hazırlanması

Çalışmada kullanılacak olan deney ünitesi, GMAK yöntemiyle birleştirmenin kontrollü bir atmosferde gerçekleştirilebilmesi için Karabük Teknik Eğitim Fakültesi bünyesinde tasarlanmış ve imal edilmiştir. Şekil 1'de kontrollü atmosferli kaynak ünitesinin şematik bir görünümü verilmektedir.

Kontrollü atmosfer deney ünitesi; gövde, kaynak malzemesinin birleştirilmesi için gerekli kaynak hızını sağlayan hareketli mekanizma ve gövde kısmının içerisinde kontrollü atmosferin oluşmasını sağlayan vakum ünitesinden oluşmaktadır. Kabinin kapak kısımlarının sızdırmazlığı O ring contalar kullanılarak, ek yerlerinin sızdırmazlığı ise kaynaklı birleştirmeye sağlanmıştır. Sistemin çalışma mekanizması başka bir çalışmada detaylıca verilmiştir (6).

weld metal. To successfully weld those metals very prone to porosity the welder must take number of precautions such as; ensuring adequate shielding of the arc by using correct welding methods and shielding gases, preventing air entering the shielding and removing all potential sources of hydrogen.

Welding that was carried out under the controlled atmosphere can be encountered only electron beam welding applications in industry. The most important advantage of this process is existing inert arc atmosphere so contaminations prevent in the weld metal (2). Tungsten arc welding process can be applicable under the controlled atmosphere joining for ceramic materials. Main purpose of both processes is preventing the contamination so, an effect of oxide, nitride and hydrogen on the mechanical and metallurgical properties of weldment minimized (3-5).

Therefore, a controlled atmosphere cabinet for Gas Metal Arc Welding process (CAGMAW) was designed and developed in this study. Low carbon steels combinations were welded with classical GMAW process in argon atmosphere as well as developed cabinet by using similar welding parameters. Hence, the weldability, mechanical and metallurgical properties, toughness, hardness and microstructure of both weldments were evaluated and compared with each other.

2. EXPERIMENTAL MATERIALS AND METHOD

2.1. Preparation of Experimental CAGMAW Processes

It is quite important to entirely create inert atmosphere for GMAW process as well as other fusion welding methods. Hence, controlled atmosphere cabinet was designed and developed for GMAW in the Karabük Technical Education Faculty. As seen from Fig.1, the cabinet consists of three parts which are body, vacuum system and work piece moving mechanism. The parts of controlled atmosphere cabinet and working mechanism were described in detail elsewhere (6).

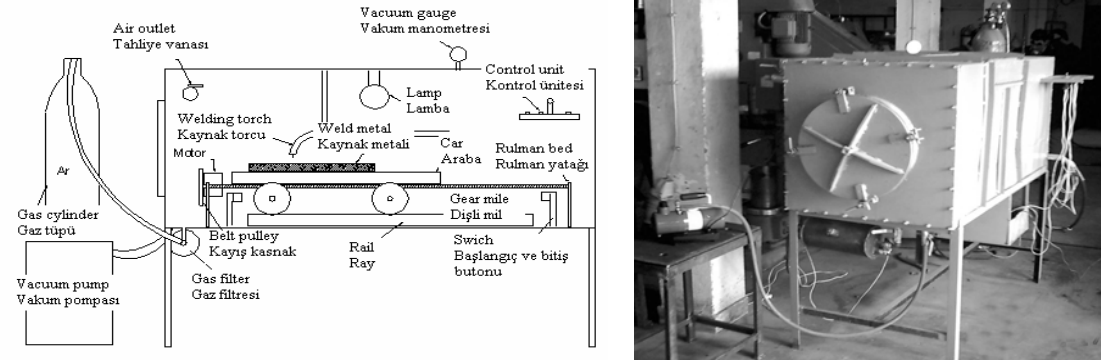


Figure 1.(a) Schematic representation of CAGMAW process (b) Manufactured controlled atmosphere cabinet
Şekil 1. (a) Kontrollü Atmosferli GMAK ünitesi şeması ve (b) imal fotoğrafı

2.2. Denejde Kullanılan Malzemeler ve Kaynak İşlemi

Deneysel çalışmalar sırasında endüstride çok kullanılması sebebiyle 1018 kalite 12x60x300 mm boyutlarında düşük karbon çelik levha kullanılmıştır. Deneysel parçalarının puntalama ve kaynak işlemlerinde 0.8 mm çapında ticari (TS 5618) SG2 kaynak teli kullanılmıştır.

Kaynak açığı açısı 60° olan ve 5° ters eğim verilerek puntalanan 1018 kalite çelikten hazırlanan deney malzemelerine klasik GMAK yönteminde kök pasu kaynak işleminin yapılabilmesi için kaynak ünitesi hazırlandıktan sonra deney parçası sabit hızla hareket edebilen arabanın üstüne yerleştirilmiştir. Kaynak tabancası uygun kaynak açısında tutucu mekanizmasına yerleştirildikten sonra araba harekete geçirilerek eş zamanlı olarak kaynak tabancasının tetiği de kumanda ünitesinden çalıştırılarak kaynak işlemi başlatılmış, kaynak tabancası sabit, iş parçası hareketli olduğu için herhangi bir salınım hareketi vermeden sabit hızda kesintisiz bir şekilde kaynak işlemi gerçekleştirilmiştir. Kök pasosu çekilip, gerekli temizlik işlemleri yapıldıktan sonra kendi haline soğumaya bırakılan parçadan başlamak suretiyle ikinci ve kapak pasoları sırasıyla tamamlanmıştır.

KAGMAK yönteminde ise, deney malzemesi ünitenin içerisindeki arabaya kaynak tabancasının altına gelecek biçimde yerleştirilip ünitenin kapağı sıkıca kapatılmıştır. Vakum pompası ile ünitenin içerisindeki hava vakumlanarak alınmış, daha sonra üniteye içerisinde 500°C 'ye kadar ısıtılmış bakır talaşı bulunan filtreden geçirilen argon gazı verilmiştir. Ünitenin içerisindeki gaz tekrar vakumlama işlemiyle ortamda bulunan atmosfer gazları minimize edilmiştir. Bu işlemden sonra kabin içerisine tekrar filtreden geçirilen argon gazı verilmiştir. Kabin içerisindeki gaz basıncı dengelendikten sonra, hareketi motor ile sağlanan araba dışarıdaki kumanda düğmesinden çalıştırılarak kaynak tabancasına herhangi bir salınım hareketi vermeden sabit kaynak hızı seçilerek kök pasu kaynak işlemi tamamlanmıştır. Daha sonra deney parçası, ünitenin ön kapağından dışarıya alınarak gerekli temizlik işlemlerinden sonra soğumaya bırakılmıştır. Diğer parçalar için aynı işlemler sırasıyla tekrarlanmıştır. GMAK ve KAGMAK ortamlarında kullanılan kaynak parametreleri Çizelge 1' de verilmiştir.

2.2. Materials and Welding Procedure

Due to high application in industry, welding assemblies were prepared from 1018 type low carbon steel which is dimension of 12x60x300 mm. These plates were cut into 60 x 350 mm coupons with a 35-deg level of each plate to provide 60-deg groove angle for a single-V-groove butt joint configuration. 0.8 mm diameter SG2 welding consumable (TS 5618) was selected to joint these metals. Low carbon steel weld assemblies were set up on the moving mechanism of CAGMAW processes. Meanwhile, torch of GMAW process was secured with suitable angle to the work piece. The weld assembly inlet of controlled atmosphere cabinet was tightened, then vacuum pump was started to evacuate the air. After evacuation, cabinet was flashed by pure argon gas in order to remove all air compounds. Before the arc ignition, argon gas was passed through in a filter where, temperature was approximately 500°C . The copper scraps were encapsulated inside the filter to combine with oxide in argon gas at a given temperature. So, pure argon was released to the cabinet in order to ionization during to the arc ignition. After then, the control button of the work piece moving mechanism and arc starting button of torch was pressed simultaneously so root pass of weldment was carried out constant welding speed automatically. After cleaning process, the second and cover pass of weldment was completed respectively. In order to compare effect of controlled atmosphere on the mechanical properties of weldment, similar welding assembly was joined by ordinary GMAW welding process using similar welding parameters. All weld beads were performed using the welding parameters that are given in Table 1.

Table 1. Welding parameters were used during to the welding
Çizelge 1. Birleştirme için kullanılan kaynak parametreleri

Cylinder pressure (bar) /Gaz silindir basıncı (bar)	145
Cylinder outlet pressure (l/min) / Gaz silindir çıkış basıncı (l/dak)	13
Shielding gas / Koruma gazı	Argon
Current intensity (A) / Akım şiddeti (A)	182
Voltage (V) / Gerilim (V)	26
Weld speed (mm/s) / Kaynak hızı (mm/s)	0,5
Heat input (KJ/mm) / Isı girdisi (KJ/mm)	0,8

2.3. Deneysel Numunelerin Hazırlanması

Birleştirilen deney parçalarından TS EN 10045-1 standardına göre çentik-darbe numuneleri hazırlanmıştır. Numunelere frezede 2 mm derinliğinde ağız açısı 45° olan, kaynak metali merkezinden ve ITAB'den çentik açılmıştır. Ancak bu çalışmada sadece ITAB'nin darbe dayanımları değerlendirilmiştir. Deney işlemi Ankara Gazi Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Malzeme laboratuvarında bulunan Avery 426 120 FTLBS tipi darbe cihazında -100 °C, -50 °C, 0 °C, 25 °C, 50 °C ve 100 °C sıcaklıklarda gerçekleştirilmiştir. Düşük sıcaklıklardaki deneylere deney numuneleri sıvı azot içerisinde önceden belirlenen sıcaklığa indirilip bu sıcaklıkta 5 dakika tutulduktan sonra başlanmıştır. Her bir koşul için 3 adet numune kullanılmıştır. Numunelerin kırılma yüzeyleri JSM-633F JEOL marka taramalı elektron mikroskopunda incelenmiştir.

Kaynak bölgesindeki sertlik profilini belirlemek amacıyla GMAK ve KAGMAK yöntemiyle birleştirilen parçalardan birer adet numune hazırlanmıştır. Sertlik ölçümü için, kaynak yönüne dik olan yüzey seçilerek, standart metalografik yöntemlerle düzgün ve parlak bir konuma getirilmiştir. Deney işleminde, Future-Tech vickers mikrosertlik cihazından yararlanılmış, 100g' lık bir yük kullanılarak kaynak bölgesinde sertlik taraması yapılmıştır.

Her iki yöntemle elde edilen numuneler klasik metalografi teknikleri kullanılarak parlatılmış ve %3 nital çözeltisi ile dağlanmış. Dağlanan yüzey methanol ile temizlenip kurutulduktan sonra Nikon marka Epiphot 200 model optik mikroskopta incelenmiştir.

3. SONUÇLAR

3.1 Darbe Deney Sonuçları

GMAK ve KAGMAK yöntemleriyle birleştirilen 1018 kalite çeliklerin kaynak bölgesinden ve ITAB'den çıkarılan ve çentik açılan deney numunelerine darbe deneyi uygulanmıştır. Sonuçlar grafik olarak Şekil 2'de gösterilmiştir.

2.3. Preparation of Experimental Samples

Charpy V- notch (CVN) specimens were also machined from the both welded coupons. Samples were prepared in the L-T orientation as TS EN 10045-1. The L-T orientation represents a sample transverse to the welding direction with the notch located such that testing occurs through the thickness of the weld from root to the cover passes. All notches were located centre of the weld deposit and heat affected zone (HAZ). The test was performed at temperature from -100, -50, 0, 25, 50 and 100 °C in order to determine toughness of HAZ by using Avery 426 120 FTLBS type Charpy impact test machine in the Gazi University Technical Education Faculty Laboratory. A set of three samples were analyzed each of temperature. Samples which were tested cryogenic temperatures were holded for 5 minutes in the liquid nitrogen before the tested. JSM-633F JEOL model scanning electron microscopy was also utilized to examine the fracture surfaces of the CVN samples.

In addition, HAZ hardness of weldment was measured by future Tech model Vickers micro hardness test machine. A 100g load was used for intender in the test machine.

Samples that were prepared with classical metallographic methods were etched in 3 % Nital solution in methanol. In the present work, optical examination of samples was carried out using a Nikon DIC Epiphot 200 type microscope.

3. RESULTS

3.1. Charpy Impact Test Results

The toughness of the HAZ of weldments which were produced with GMAW and CAGMAW methods were determined. The mean test results are shown graphically in Fig.2.

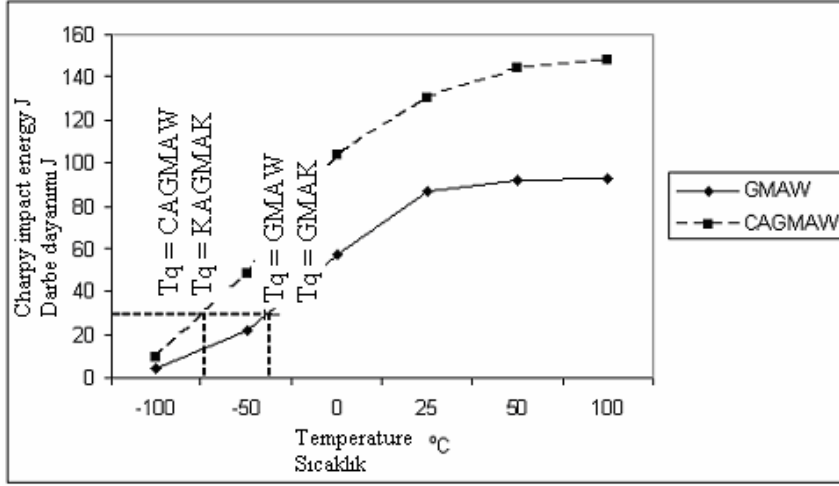


Figure2. Heat affected zone impact energies of test samples

Şekil 2. Numunelerin ITAB çentik-darbe sonuçlarının grafiksel gösterimi

Şekil 2’de açıkça görüldüğü gibi artan sıcaklık her iki grup numunenin darbe direnci artmaktadır. Ancak her sıcaklıkta KAGMAK yöntemiyle birleştirilen numune GMAK yöntemiyle birleştirilenlerden daha yüksek darbe dayanımı sergilemektedir. Birleştirmenin ITAB bölgesinin 30 J darbe dayanımına denk gelen süneklikten-gevrekliğe geçiş sıcaklığı KAGMAK yönteminde (T_q) = -70 °C olarak bulunurken GMAK yönteminde ise T_q = -40 °C olarak tespit edilmiştir.

Şekil 3’deki, kırık yüzey incelemeleri 100 °C’ den oda sıcaklığına kadar ITAB’ ın sünek bir kırılma davranışı gösterdiğini ortaya çıkarmıştır. -50 °C ve -100 °C’ de kırılan numunelerde ise tamamen gevrek bir kırılma davranışı sergilemektedir.

As seen in Fig. 2, Charpy impact toughness of both of weldment was increased with increasing test temperature. However, samples which were joined with CAGMAW methods showed higher impact toughness for each temperature compared with that of GMAW. The HAZ ductile-brittle transformation temperature for 30 J impact energies were determined (T_q) = -70 °C, and -40 °C in CAGMAW and GMAW respectively. The fracture surface of test sample produced with GMAW that were tested at 0 °C showed more brittle fracture characteristics that of CAGMAW.

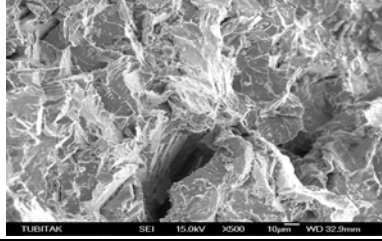
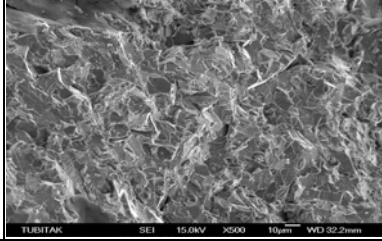
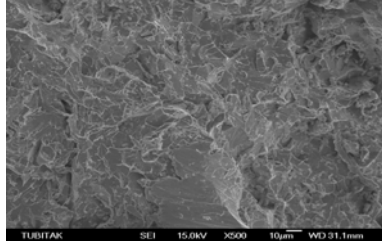
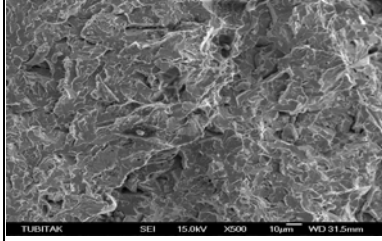
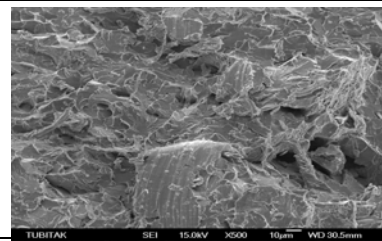
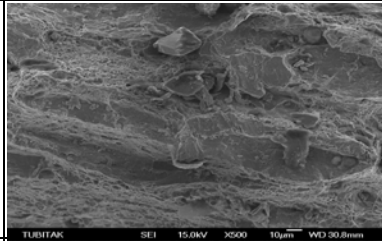
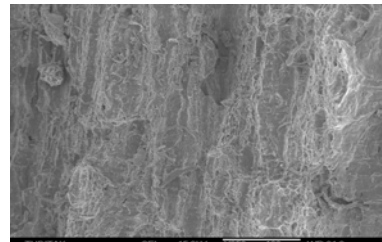
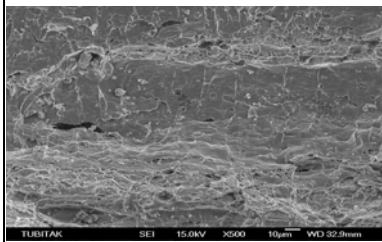
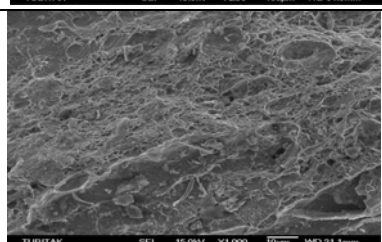
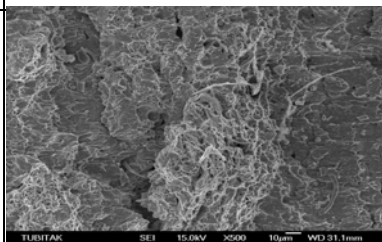
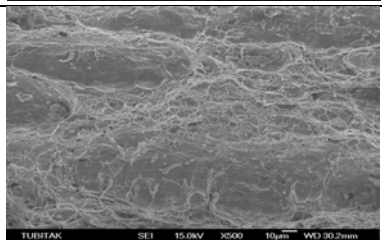
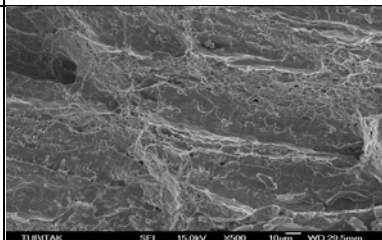
Temperature °C Sıcaklık °C	Fracture surface Kırılma yüzeyi	
	GMAW GMAK	CAGMAW KAGMAK
-100		
-50		
0		
25		
50		
100		

Figure3. Fracture surface of HAZ

Şekil 3. ITAB'dan çentik açılmış numunelerin kırık yüzeylerinin SEM görüntüleri

0 °C' de GMAK yöntemi KAGMAK yöntemine nazaran daha gevrek karakterde kırılma yüzeyi oluşturmuştur

3.2 Metalografik İnceleme Sonuçları

Şekil 4'de kaynak bölgelerinin mikroyapı fotoğrafları verilmiştir.

3.2 Metallographic evaluation results

Fig. 4 shows resulting HAZ microstructure profile of both weldments respectively.

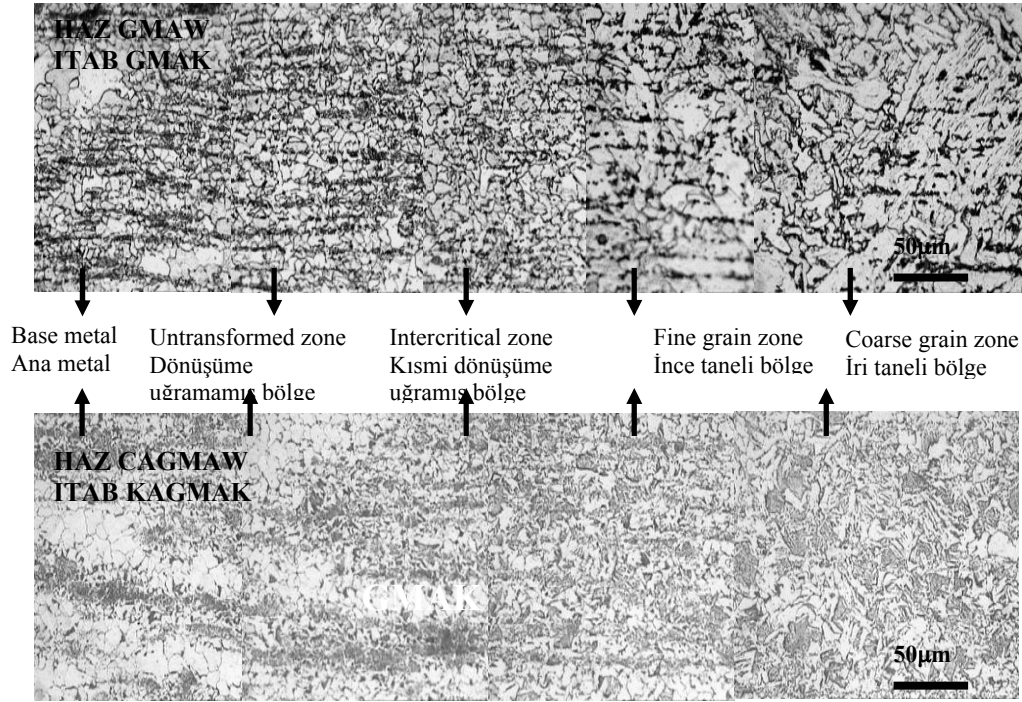


Figure 4. Heat affected zone microstructure profile of weldment
Şekil.4. ITAB mikroyapı profili (a) GMAK (b)KAGMAK

Kaynak sırasında kaynak metaline komşu ana malzemenin bir bölümü de termal çevrime maruz kalmaktadır. Isı tesiri altındaki bölge (ITAB) olarak adlandırılan bu bölgede kimyasal bileşime ve termal çevrime bağlı olarak mikroyapı ve özelliklerde bir değişim olması beklenir. Şekil 4 a ve b' den görüldüğü gibi ITAB dört bölgeden oluşmaktadır. Bu bölgelerden birincisi, kaba taneli bölge olarak adlandırılan kaynak işlemi sırasında yaklaşık 1100-1500 °C sıcaklığa ulaşmış ve bu sıcaklığın etkisiyle ostenit tanelerinin delta ferrit tanelerine, soğuma sırasında ise hızla tekrar ostenit tanelerine dönüştüğü bölgedir. Şekil 4'de görülen ince taneli ITAB bölgesi kaynak işlemi sırasında yaklaşık olarak 900-1100 °C sıcaklığa maruz kalan bölgedir. Bu bölge ITAB'nin özelliklerinin en iyi olduğu bölgedir. Bu bölge ince ferrit tanelerinden oluşmuştur. 723-900 °C sıcaklığa maruz kalan bu bölge kısmi dönüşümüne uğramış bölge olarak adlandırılır. Bu bölgede karbonca zengin perlit taneleri ostenite dönüşürken ferrit taneleri dönüşüm sıcaklığına bağımlı olarak dönüşümüne uğramadan aynen kalabilir. Bu zengin karbon içeren ostenitin bir kısmı dönüşüm sırasında martenzite dönüşerek yapıda kalıntı ostenit ve martenzit adacıkları şeklinde bulunurken düşük karbonlu çeliklerde ince perlit adacıkları şeklinde görülür. ITAB'nin 723 °C sıcaklığının altındaki sıcaklıklara maruz kalan bölgesi dönüşümüne uğramamış bölge olarak

During the welding, some parts of base metals which are called HAZ were also under the thermal gradient. The microstructure of HAZ depends on the base metal chemical composition, and peak temperature reached during the thermal gradient. As seen Fig. 4 a and b, HAZ consist of four regions that are coarse and fine grain, intercritically transformed and untransformed regions. In the coarse grain region, temperature reaches to 1100-1500 °C, austenite grains transforms to delta ferrite during the heating than comeback to austenite grains during the cooling. A temperature reaches to 900-1100 °C in fine grain region of HAZ during the welding. The microstructure of this region existed fine ferrite grains. In the intercritically transformed region temperature of HAZ reaches to 723-900 °C in which pearlite transforms to the austenite while ferrite grain remains unchanged during heating. During the cooling processes, the some of austenite grains transforms the martensite; remaining austenite can be observed in this region. In the low carbon steels, fine pearlite grains present in the microstructure in this part of HAZ. During the welding, base metal which has lowers than 723 °C thermal gradients is called untransformed region of HAZ. The microstructure of this region is similar the base metals in which ferrit and pearlite grains present. Some deformation bands were also observed in the base metals (Fig.4).

adlandırılır. Ana malzemenin mikroyapısını sergiler. Şekil 4'de görüldüğü gibi ferrit ve perlit tanelerinin yanı sıra ana malzemede bir bantlaşma göze çarpmaktadır.

3.3. Mikrosertlik Deneyi Sonuçları

Numunelerin kaynak bölgesindeki sertlik dağılımı Şekil 5'de gösterilmiştir. Sertlik ölçümü, bağlantıların çok pasolu olarak elde edilmesinden dolayı takriben kök, II. ve kapak pasolarına gelen bölgelerden aynı hatta olacak şekilde gerçekleştirilmiştir.

3.3. Microhardness Results

The microhardness profile of weldment was determined. Results are shown in Fig.5. As seen Fig.5, hardness measurements were carried out on the root, second and cover pass of weldment.

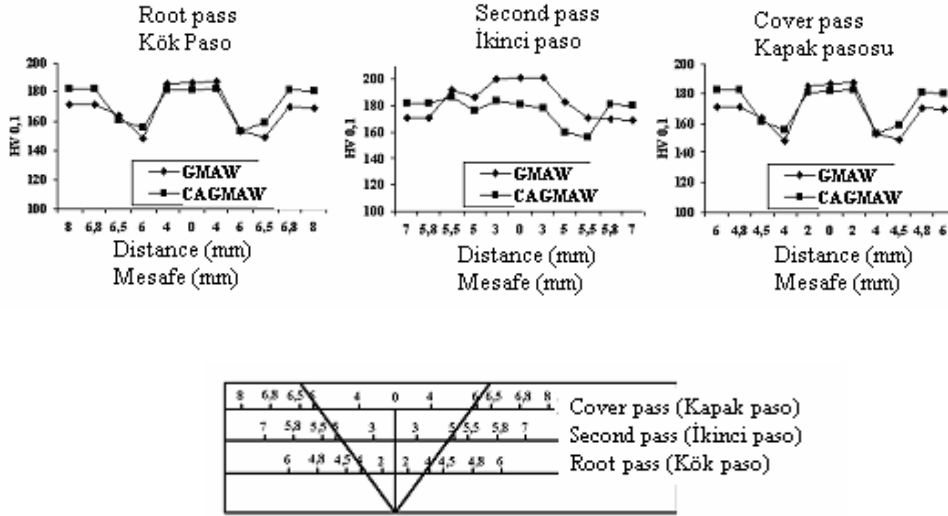


Figure 5. Hardness profile of weldment

Şekil 5. (a) Kök paso için mikrosertlik deneyi sonuçları (b) II paso için mikrosertlik deneyi sonuçları (c) Kapak paso için mikrosertlik deneyi sonuçları

Şekil 5'de görüldüğü gibi, ana malzemenin ortalama sertlik değeri 170 HV olup ITAB'deki ince taneli bölgelerde 185 HV'ye kadar artmış kaba taneli bölgede 160 HV'ye kadar düşmüştür. Kaynak metalinde sertlik tekrar 180 HV değerine ulaşırken bağlantının diğer tarafında ki ITAB'de de yaklaşık olarak benzer sertlik değerleri elde edilmiştir. II pasoda mikrosertlik ITAB'dan kaynak metaline geçerken belirgin ve keskin olmayan bir artış göstermiştir. Kapak pasosu sertlik dağılımları ana metalde ITAB'da her iki şartta da ince taneli bölgede ortalama 180 HV bulunurken, kaba taneli bölgelerde ortalama 155 HV'ye düşmüş, kaynak metalinde ortalama 185 HV'lik bir sertliğe ulaşmıştır.

Kaynak metalinin sertliği GMAK yöntemiyle elde edilen numunelerde kök pasoda 186 HV, KAGMAK yönteminde ise 182 HV bulunmuştur. II pasoda sırasıyla GMAK yönteminde sertlik 200 HV değerine ulaşırken KAGMAK yönteminde ise bir miktar düşme göstererek 178 HV bulunmuştur. Kapak pasosunda ise GMAK yöntemiyle elde edilende 187HV KAGMAK yöntemiyle elde edilende ise 182 HV bulunmuştur (Şekil 5(a),(b),(c)).

4. SONUÇLARIN İRDELENMESİ

KAGMAK yöntemiyle elde edilen birleştirmenin GMAK ile elde edilen birleştirmeye oranla ITAB'nin daha tok bir yapıya sahip olduğu görülmektedir (Şekil 2). Her iki şart için, bağlantıların ITAB çentik-darbe dayanımları

The hardness of base metals was found approximately 170 Hv, it was increased to 185 Hv in the fine grain region of HAZ. Hardness was decreased 160 Hv in the coarse grain region. In the weld metal hardness was reached to 180 Hv. In the second pass, hardness was slightly increased from HAZ through weld metal. In the cover pass, hardness was measured 180 Hv in fine grain region of both samples while it was decreased to the 155 Hv in the coarse grain region. Weld metal hardness was found 185 Hv.

The root pass of weld metal hardness of test sample that was produced by GMAW processes was determined approximately 186 Hv while it was found 182 Hv that of CAGMAW. In the second pass, hardness was slightly decreased to 178 Hv in the CAGMAW but it was increased to 200 Hv weld metal of test sample that was obtained in the GMAW. In the cover pass of weld metal that was produced by CAGMAW and GMAW processes respectively, it was measured 182 Hv and 187 Hv (Şekil 5 (a), (b), (c)).

4. DISCUSSION

Toughness of the HAZ which were obtained with CAGMAW was found better than that of GMAW (Fig.2). Samples which were joined with CAGMAW methods showed higher impact toughness for each temperature

tespit edilip kendi aralarında mukayese edildiklerinde oda sıcaklığı ve düşük sıcaklıklarda KAGMAK yöntemiyle elde edilen numunelerin darbe dayanımları, GMAK yöntemiyle elde edilenlere oranla daha yüksek bulunmuştur. Ancak 100 °C’ de GMAK ve KAGMAK arasında kayda değer bir fark mevcut değildir. Ayrıca, KAGMAK yönteminde GMAK yöntemine nazaran ITAB için daha düşük sünek-gevrek geçiş sıcaklığı elde edilmiştir. KAGMAK yöntemiyle elde edilen bağlantının ITAB çentik darbe dayanımının, GMAK yöntemine oranla yüksek, sünek-gevrek sıcaklığının ise düşük çıkmasının ITAB’deki mikroyapıdan kaynaklandığı düşünülmektedir.

GMAK yöntemiyle elde edilenin numunenin atmosfer ortamındaki birleştirilmesi sırasında soğuma hızının kapalı ve kaynak ısı etkisi ile ısınmış bir ortamda yapılan KAGMAK yöntemine oranla daha hızlı olabileceği düşünüldüğünde, kaynak metaline yakın bölgelerde daha yüksek sertlik elde edilmesi normaldir (Şekil 5). Birleştirmelerin kaynak metalinin sertliği ITAB oranla daha yüksek bulunmuştur. Kimyasal bileşimlerinde bu çalışmada olduğu gibi düşük karbon bulunan çeliklerin kaynak metalinin sertliği ITAB bölgesinin sertliğine oranla daha yüksek bulunabilir. GMAK yönteminde soğuma hızının daha yüksek olması sebebiyle kaynak metalinin tüm pasolarının sertliği KAGMAK yöntemine oranla daha yüksek bulunması da beklenen normal sonuçtur.

Soğuma hızının nispeten yüksek olduğu GMAK yönteminde ITAB’ın kaba ve ince taneli kısımları (ostenit sahasına ısınan bölgeler) bir miktar daralmış ve bantlaşmış ana malzeme yapısı ince taneli bölgeden sonra önemli bir değişime uğramamıştır. KAGMAK yönteminde ise ana malzemedeki bantlaşma ince taneli ITAB’dan sonra bile çok belirgin değildir.

Şekil 4’deki ITAB metalografik incelemelerde göze çarpan hususlardan en önemlisi olan GMAK numunelerindeki mekanik bantlaşma, düşük soğuma hızlarında ferrit ve perlit oluşturu elementlerin segregasyonu sonucu oluşmaktadır. Bunlar yüksek enerji bölgelerinde alaşım elementlerinin difüzyonu sonucunda oluşan perlit toparlanmaları şeklindedirler (7). Bu oluşumlar da metalin darbe dayanımını olumsuz yönde etkileyebilir.

5.SONUÇLAR VE ÖNERİLER

1. ITAB’nin çentik darbe dayanımları KAGMAK yönteminde, GMAK yöntemine oranla daha iyidir.
2. KAGMAK yöntemiyle elde edilen numunelerin sertlikleri GMAK yöntemiyle elde edilen değerlere oranla biraz daha düşüktür.
3. Malzemenin yapısında üretimden kaynaklanan mekanik bantlaşmanın GMAK yöntemiyle birleştirilmesi sonucunda mikroyapıda ITAB’de ince taneli bölgeden sonra mevcudiyetini korurken, KAGMAK yöntemiyle birleştirilen numunelerde belirgin olmadığı görülmüştür.

compared with that of GMAW. However, there wasn’t big difference between the both of results which was measured 100 °C. In addition, the HAZ ductile-brittle transformation temperature for 30 J impact energies was found in the CAGMAW higher than GMAW due to finer HAZ microstructure of test sample.

It is expected that HAZ hardness of the test sample that is obtained with CAGMAW is lower than that of the GMAW due to higher cooling rate (Fig.5). Results confirmed that HAZ hardness was measured GMAW test sample. Weld metal hardness of low carbon steels could found higher than HAZ as in this study. Due to higher cooling rate of GMAW, the hardness of the weldment in all pass was found higher than that of CAGMAW as expected.

The coarse and fine grain region of HAZ in the GMAW sample was narrow than that of CAGMAW due do higher cooling rate. The microstructure of base metal in which has band structure was not transformed after the fine grain region of HAZ in the GMAW sample; it could be also attributed to the higher cooling rate. However, this bands structure in the fine grain region of CAGMAW sample wasn’t observed.

As seen Fig 4, deformation bands structure of base metal and HAZ of test samples occur under the slow cooling condition due to segregation of alloying elements which are tent to form ferrite and pearlite grains. These are form of pearlite phase gathering which are formed in high energy region of base metal due to diffusion of alloying elements (7). These can be caused anisotropic behavior of mechanical properties of base metal. For instance, strength of metals increases on the parallel direction of bands while elongations decrease. These formations may also effect to the toughness of base metals.

5. CONCLUSIONS

1. Heat affected zone of samples which were joined with CAGMAW methods showed higher impact toughness for each temperature compared with that of GMAW.
2. Hardness of weldment which were joined with CAGMAW methods were determined slightly lower than that of GMAW.
3. The microstructure of base metal in which has band structure wasn’t transformed after the fine grain region of HAZ in the GMAW sample; while this bands structure in the fine grain region of CAGMAW sample wasn’t observed, it could be attributed to the different cooling rate of welding processes.

TEŞEKKÜR

Bu çalışma Zonguldak Karaelmas Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Bilimsel Araştırmalar ve Projeler Dairesi tarafından finansal olarak desteklenmiştir. Desteklerinden dolayı adı geçen birime teşekkür ederiz.

ACKNOWLEDGEMENT

The authors would like to thanks to the Zonguldak Karaelmas University, Institute of Science, Project and Science Research Commission for their financial support of this study.

KAYNAKLAR/ REFERENCES

1. Kim, J.H, Frost, R.H, Olson, D.L., ‘Electrochemical Oxygen Transfer During Direct Current Arc Welding’, *Welding Journal*, Volume 77, pp.488s-493s, (December 1998).
2. Varol, R., Tunay, R.F. and Tüfekçi, K., ‘Toz Metal Parçalarının Elektron Işın Kaynağı ile Birleştirilmesi’, *Süleyman Demirel Üniversitesi Mühendislik ve Mimarlık Fakültesi Dergisi*, sayı:2, s.5-6, (2002).
3. Nightingale, K., ‘Reduced Pressure Electron Beam Welding’, *TWI World Centre for Materials Joining Technology*, pp.3-4, (2001).
4. Fletcher, M.J, Elektron Beam Welding, *Mills and Boon Ltd*, London, pp.7-29, (1971).
5. Brandon, D., and Kaplan, W.D., Joining Processes, *Israel Institute of Technology*, Israel, pp.197-201, (1997).
6. Kökemli, K., ‘Kontrollü Atmosferin Gaz Metal Ark Kaynaklı Bağlantıların Özelliklerine Etkisi, *Y.Lisans Tezi, Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Fenbilimleri Enstitüsü*, (Ocak 2004).
7. Bencoter, A., Carbon and Alloys Steels, *Bethiem Steel Corporation*, pp. 27-43, (1991).

Received/ Geliş Tarihi: 22.03.2004 Accepted/Kabul Tarihi: 09.05.2005