

AISI 1010 ÇELİĞİNE KAYNAK SONRASI UYGULANAN ÇİFT FAZ OLUŞTURUCU ISIL İŞLEMLERİN MİKROYAPI VE TOKLUK ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ

Ahmet GÜRAL Bülent BOSTAN

Gazi Üniversitesi, Teknik Eğitim Fakültesi, Metal Eğitimi Bölümü, 06500, Ankara, Türkiye

ÖZET

Bu çalışmada, düşük karbonlu çeliğe kaynak sonrası çeşitli çift faz oluşturuvcu işlemler uygulanmıştır. Bu ısıl işlemlerle elde edilen farklı mikroyapılara sahip kaynaklı çift fazlı çeliklerin kaynak metali, ITAB ve esas metalin tokluk özellikleri incelenmiştir. Bütün numunelerde en yüksek tokluk, kaynak metalinde gerçekleşmiştir. Genel olarak, en iyi tokluk özellikleri ince martenzit parçacıklı dağılımlı kaynaklı çift fazlı yapılarda gözlenmiştir.

Anahtar Kelimeler: Çift fazlı çelik, Kaynak metali, ITAB, Düşük karbonlu çelik, Mekanik özellikler

POST WELDING HEAT TREATMENTS TO FORM A DUAL PHASE STRUCTURE AISI 1010 STEEL AND THEIR EFFECT ON MICROSTRUCTURE AND TOUGHNESS PROPERTIES

ABSTRACT

In this study, several types of heat treatments in order to introduce a dual phase structure were practiced to low carbon steel after welding. Toughness behaviour of the weld metal, HAZ and base metal of welded dual phase steels having different microstructures obtained through these heat treatments were studied. Among the specimens, the peak toughness values were observed in the weld metal. In general, the best mechanical properties were spotted in welded dual phase structure with a fine martensite particle dispersion.

Key Words: Dual phase steel, Weld metal, HAZ, Low carbon steel, Mechanical properties

1. GİRİŞ

Çift fazlı çelikler, mekanik özelliklerinde kayıp olmaksızın pahalı olmayan alaşım elementleri kullanılarak ağırlıkta önemli oranlarda tasarruf sağladığından özellikle otomotiv endüstrisinde önemli bir konuma sahiptir. Çift fazlı çelik terimi, yapısında az miktarlarda perlit, beynit ve kalıntı ostenit bulunabilmesiyle birlikte, esas olarak ferrit ve martenzit fazlarını içermektedir [1-3]. Çift fazlı çelikler, özellikle sertleşebilirlikleri iyi olan yüksek dayanımlı düşük alaşımli çeliklerden üretilmektedir. Bu çeliklere ait Fe-C denge diyagramında, kritik tavlama sıcaklık (KTS) bölgesi olarak adlandırılan Ac_1 ve Ac_3 sıcaklıkları arasında ferrit + ostenit ($\alpha+\gamma$) fazlarının oluşumu için yeterli bir süre izotermal olarak bekletilir. Ardından, ostenit fazının martenzit fazına dönüşümünün sağlanabilmesi için yeterli bir hızda oda sıcaklığına soğutulmaktadır [4,5]. Çift fazlı çelikler, üretildikleri düşük alaşımli yüksek dayanımlı çeliklere göre daha iyi dayanım-süneklik özellikleri göstermektedir [6].

Kaynak yapılmış düşük karbonlu çeliklerin kaynak metalinde soğuma hızına bağlı olarak tane sınırlı ferrit (TSF), widmanstätten ferrit (WF), acicular ferrit (AF), az miktarlarda martenzit, kalıntı ostenit ve bozunmuş perlit gibi fazlar oluşmaktadır [7,8]. Ayrıca kaynak metalinde beynitin oluştuğu da bildirilmektedir [9]. Kaynak metalinde AF taneleri metal olmayan inklüzyonlarda çekirdeklenmektedir [10,11]. AF nispeten tok ve yüksek dayanımlı olduğundan kaynak metalinde oluşumu istenen bir yapıdır [12]. Diğer taraftan TSF [13] ve WF [12,14] ise kaynak metalinin mekanik özelliklerini olumsuz yönde etkilediğinden arzu edilmeyen yapılardır [13]. Kim ve arkadaşları, [15] ferrit+perlit mikroyapılı çeliklerin ITAB bölgesinde daha ince

küresel karbürlerin daha üstün kırılma özellikleri verdiğini ve tane irileşmesini engellediğini rapor etmişlerdir.

Bu güne kadar çift fazlı yapı oluşturan ısıl işlemler genellikle homojen mikroyapı dağılımlı düşük alaşımli yüksek dayanımlı çeliklere uygulanmıştır. Ancak, kaynak yapılmış düşük karbonlu çeliklerde olduğu gibi, homojen mikroyapı dağılımı sergilemeyen çeliklerde bu ısıl işlemler uygulanmamıştır. Bu çalışmada, düşük karbonlu AISI 1010 çeliğine kaynak sonrası uygulanan farklı çift faz oluşturuvcu ısıl işlemlerin mikroyapıya ve tokluk özelliklerine etkisi araştırılmıştır. Genel olarak, kaynaklı bağlantıların mekanik özelliklerini olumsuz yönde etkileyen homojen olmayan mikroyapısal dağılımın bu ısıl işlemlerle giderilmesine çalışılmıştır. Mikroyapı dağılımının optimizasyonuna bağlı olarak tokluk özelliklerinin geliştirilmesi amaçlanmıştır.

1.1. Deneysel Çalışmalar

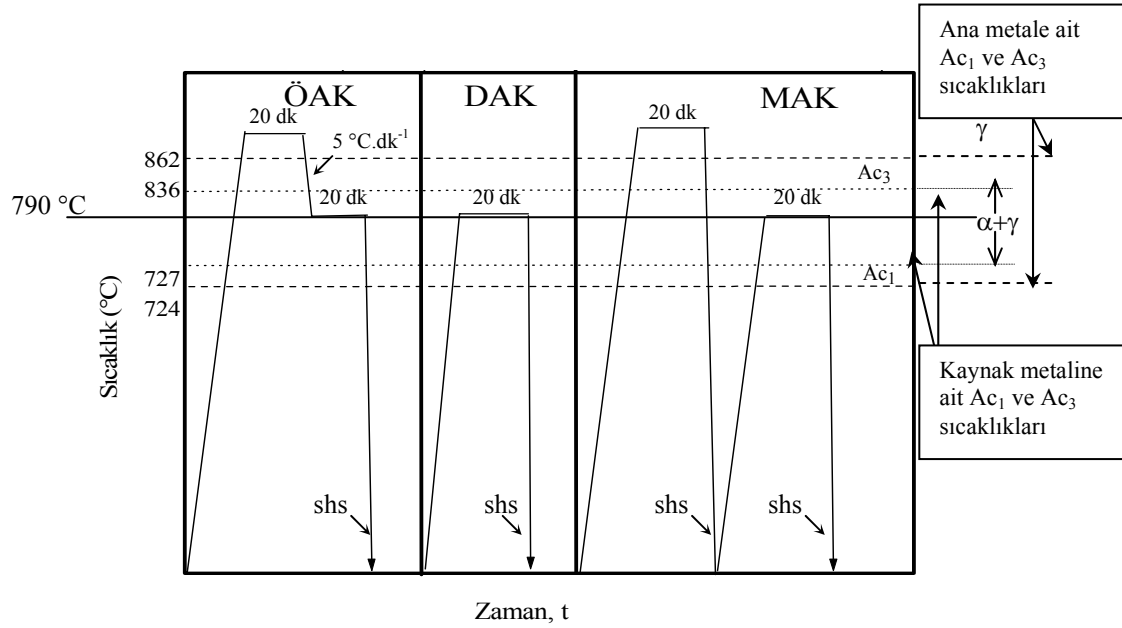
Deneylerde kullanılan çeliğin ve kaynak metalinin (kaynak sonrası) kimyasal bileşimi ile kaynak şartları Tablo 1’de verilmiştir. Çentik darbe numuneleri 2,5x10x55 mm ebadında hazırlanmıştır. Çentikler kaynak metalinde, ITAB’da ve ana metalde ayrı ayrı hazırlanarak her bölge için darbe testleri gerçekleştirilmiştir. Darbe testleri, 300 J kapasiteli Instron darbe cihazında, oda sıcaklığında yapılmıştır. Numuneler, şematik olarak Şekil 1’de gösterildiği gibi farklı çift faz oluşturuvcu ısıl işlemler uygulanmıştır. Kaynak metal ve ana metalin kimyasal bileşim farklılığından dolayı Ac_1 ve Ac_3 sıcaklıkları da farklılık göstermiştir (Şekil 1). Kaynak metal ve ana metalinin kimyasal bileşimine bağlı olarak, Ac_1 ve Ac_3 sıcaklıkları Andrews [16] formülüne göre belirlenmiştir.

Tablo 1. Kaynak Şartları Ve Kaynak Metaline İle Ana Metalin Kimyasal Bileşimi

Gaz altı kaynak cihazında yapılan kaynak şartları									
Uygulanan gerilim (V)		Akım şiddeti (A)		Koruyucu gaz		Kaynak ilerleme hızı (mm.dk ⁻¹)			
35		450		Argon		500			
Kimyasal Bileşim (%)									
	Tel Tipi	Tel Çapı	C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S
Kaynak metal*	SG2	1,2 (mm)	0,193	0,654	0,358	0,046	0,007	0,006	0,021
Ana metal			0,082	0,525	0,216	0,045	0,022	0,009	0,024
* kaynak işleminden sonraki analiz değerleri									

Farklı çift fazlı yapı ısıl işlemleri, aşağıda açıklandığı gibi üç farklı grupta gerçekleştirilmiştir.

1. Grup ısıl işlemi, ostenitten ara kritik tavlama (OAK) ısıl işlemidir. Deney numuneleri, önce 900 °C’de 20’ dk ostenitlenmiş ve ardından 790 °C’ye kontrollü olarak (5 °C/dk soğuma hızı ile) soğutulmuştur. Bu sıcaklıkta 20 dk izotermal bekletmenin ardından suda hızla soğutulmuştur.
2. Grup ısıl işlemi, doğrudan ara kritik (DAK) ısıl işlemidir. Numuneler, doğrudan Ac_1 - Ac_3 sıcaklık aralığında kalan 790 °C’de 20 dk süreyle tavlandıktan sonra suda hızla soğutulmuştur.
3. Grup ısıl işlemi, martenzit mikroyapılı numunenin ara kritik (MAK) ısıl işlemidir. Numuneler, önce 900 °C’de 20 dk ostenitlenmiş ve ardından suda hızla soğutulularak tamamen martenzitik yapı üretilmiştir. Daha sonra martenzitik mikroyapıya sahip numuneler 790 °C’de 20 dk. İzotermal bekletmenin ardından suda hızla soğutulularak, ferritik matriste ince martenzitik mikroyapı elde edilmiştir. Mikroyapı incelemeleri için, numuneler zımparalama ve parlatma işleminden sonra % 2’lik Nital ile dağlanmıştır.



Şekil 1. Uygulanan Isıl İşlemlerin Şematik Özeti (Shs: Suda Hızlı Soğutma)

2. SONUÇLAR ve TARTIŞMA

2.1. Mikroyapı

Mikroyapısı ferrit ve perlitten oluşan ana malzemenin (Şekil 2 a) kaynak işleminden sonra kaynak metalinde acicular ferrit (AF), tane sınırlı ferrit (TSF), widmanstatten ferrit (WF) oluşmuştur (Şekil 2 b). Ergime çizgisinin (FL) hemen yanındaki ısı tesiri altındaki bölgede (ITAB'da) iri taneli poligonal ferrit (PF) ve perlit kolonileri oluşmuştur (Şekil 2 c). OAK ısıtım işlemi ile hem kaynak metali hem de ana metalin Şekil 1'de de görüldüğü gibi kimyasal bileşimlerine bağlı olarak Ac_3 'ün üstünde tamamen ostenitlenmiştir. Bu işlemin ardından mikroyapısı ostenit olan çelikte ara kritik tavlama bölgesinde izotermal bekleme sırasında ferrit, öncelikle ostenit tane sınırlarında çekirdeklenip, terazi kuralına göre dengeye gelene kadar oluşumu devam eder. Böylece ferrit, ostenitin içlerine doğru büyürken kalan ostenitler, yine terazi kuralına göre karbonca zenginleşerek dengeli hale gelir. Karbonca zengin ostenit tanelerinin, suda soğutulduktan sonra martenzite dönüşümü gerçekleşir. OAK ısıtım işlemi sonucunda, oda sıcaklığında ferrit taneleri tarafından kuşatılmış martenzit parçacıkları oluşur. Kaynaklı numunelerde ise, bu ısıtım işlemin uygulanmasından sonra Şekil 3'de gösterildiği gibi mikroyapılar elde edilmiştir. Mikroyapı incelemelerinden de görüldüğü gibi ana metalde ferrit tanelerinin önceki iri ostenit tane sınırlarında çekirdeklenip oluşumu gerçekleştirilmiştir (Şekil 3 a).

Ferritten geri kalan ostenitler ise su verme sonrası martenzite dönüşmüştür. Ancak mikroyapıdan da görüldüğü gibi ferrit tanelerinin martenzit (ostenit) tanelerine göre hem daha iri, hem de daha fazla oranda oluştuğu gözlenmiştir. Ostenit tane sınırlarında çekirdeklenerek büyüyen ferritin ostenit tane sınırlarını kuşatması beklenebilir. Ancak deneylerde kullanılan çeliğin C miktarının düşük olmasından dolayı, Ac_1 - Ac_3 sıcaklıkları arasında tavlama esnasında terazi kuralına göre ferrit oranının daha fazla olduğu görülmektedir. Bu durumda, ostenit (martenzit) tane sınırlarını ilk başta kuşatan ferrit hacim oranının fazla olmasından dolayı daha da irileştiği gözlenmiştir. Buna bağlı olarak martenzit taneleri, iri ferrit taneleri arasında kalmıştır. Sonuçta ana metalde oluşan mikroyapının eş eksenel ve iri taneli olması dikkati çekmektedir (Şekil 3 a).

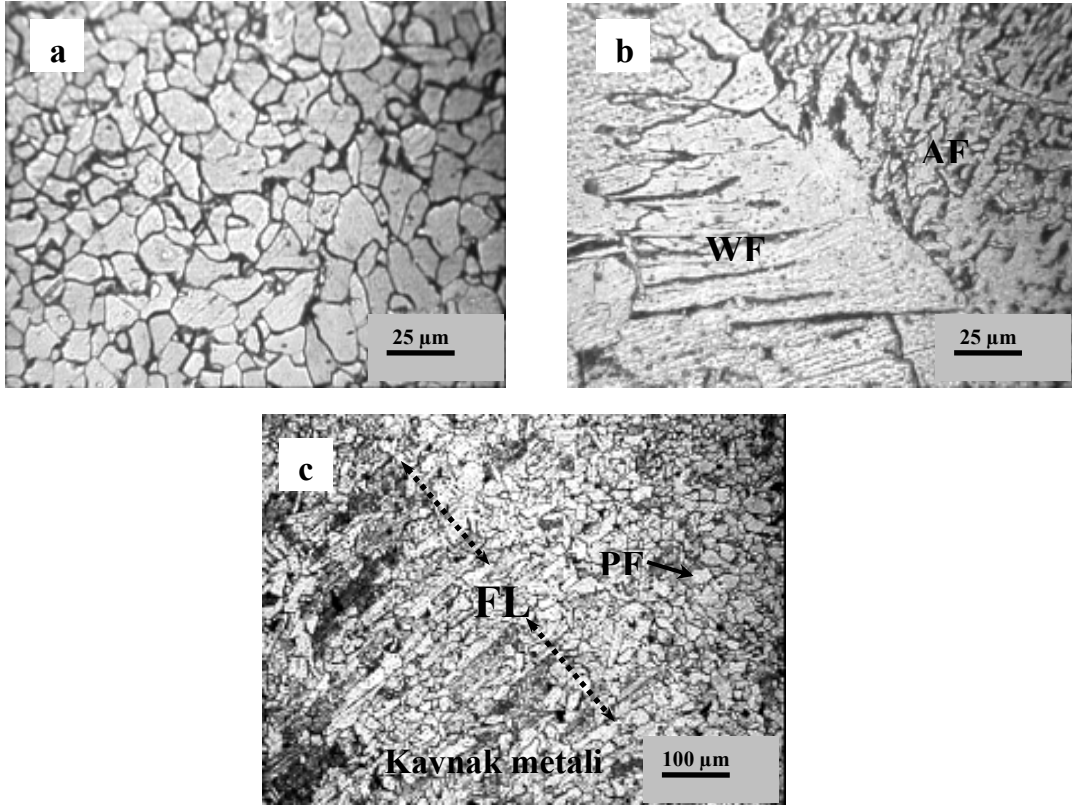
Bu ısıtım işlemi (OAK), kaynak metalinde elde edilen mikroyapı Şekil 3 b'de gösterilmiştir. Numunelerin 900 °C'de izotermal bekletilmesiyle, kaynak metali de tamamen ostenitlenme bölgesine girmektedir (Şekil 1). Kaynak metalinde oluşan ostenit taneleri, hem eş eksenel ve hem de homojen olarak dağılım göstermeyebilir. Çünkü, kaynak metalinde ostenitleme sırasındaki bekleme süresi ve sıcaklığının, ostenit tanelerinin irileşmesi ve eş eksenel hale dönüşümü için yeterli olmadığı düşünülmektedir. Bu nedenle, homojen olmayan ostenit taneli kaynak metali Ac_1 - Ac_3 sıcaklıkları arasına soğutulduğunda, oluşan ferrit tanelerinin bu ostenit tane sınırlarında çekirdeklenip ve dönüşümünü tamamladığı anlaşılmaktadır (Şekil 3 b).

OAK ısıl işlemi ile kaynak metalinde oluşan tanelerin, ısıl işlem öncesinde kaynak metalinin ergiyik halden katılaştırken ısı transferi yönüne bağlı olarak tekrar yönlenmiş olabileceği düşünülmektedir. Bu yönlenme eğilimi Şekil 3 c’de gösterildiği gibi kaynak metali ve ITAB arasındaki mikroyapısal farklılıkla daha iyi anlaşılmaktadır. Bunun yanı sıra, kaynak metalinde oluşan martenzit parçacıklarının miktarının da ITAB ve ana metale göre daha fazla olduğu mikroyapılardan anlaşılabilir (Şekil 3 c). Çünkü kaynaklı numunenin aynı sıcaklıkta (790 °C) izotermal tavlama sırasında, kaynak metalinin karbon ve Mn içeriğinin ana metale oranla fazla olmasından dolayı terazi kuralına göre ostenit (martenzit) oranının fazla olması bu sonucu doğrulamaktadır. DAK ısıl işlemi ile elde edilen mikroyapılar Şekil 4’de gösterilmiştir. Ana metalde martenzit parçacıkları, ferrit tane sınırlarında oluşmuştur (Şekil 4 a). Ac_1 - Ac_3 arası sıcaklıklara ısıtma sırasında ostenit ferrit tane sınırlarında çekirdeklenip büyüme ve buradan su verildikten sonra ostenitin martenzite dönüşümü gerçekleştirilmektedir. Bu ısıl işlemle oluşan mikroyapılar incelendiğinde, ferrit tane sınırlı martenzit parçacıkları gözlemlenebilir.

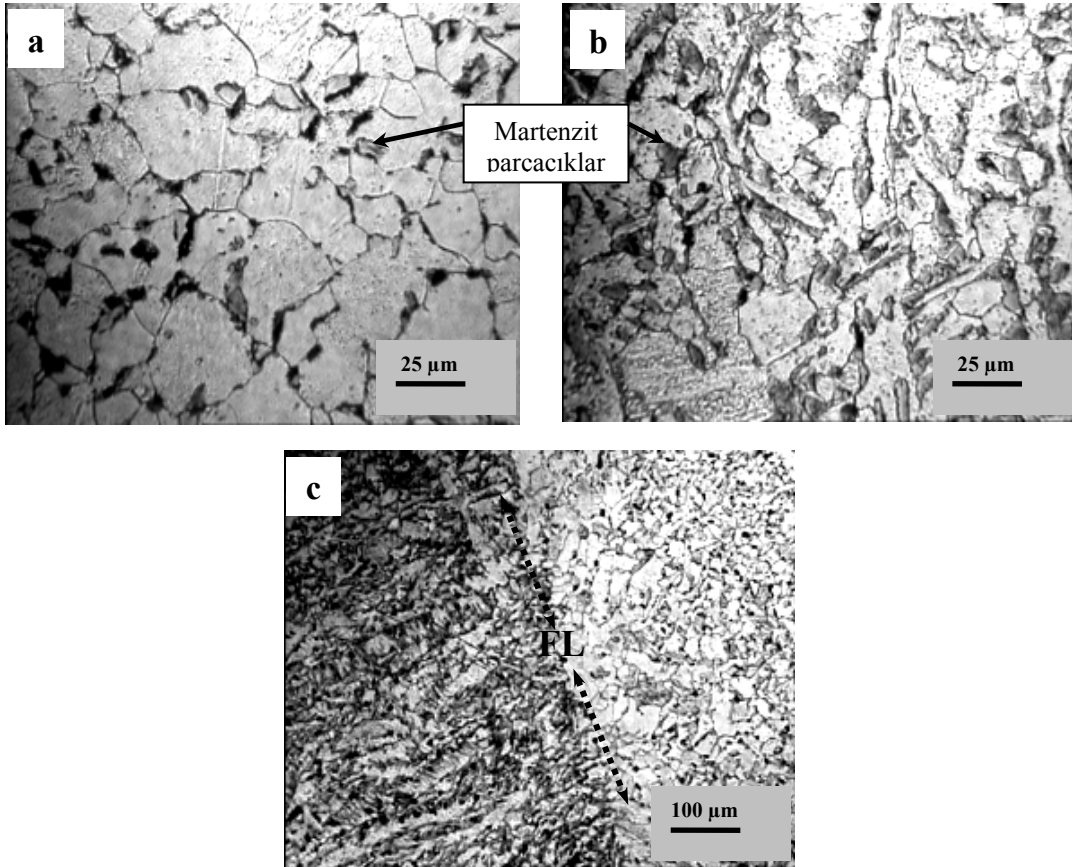
Bu ısıl işlemle (DAK), elde edilen tanelerin OAK ısıl işlemi ile elde edilen tanelere oranla daha ince olduğu dikkati çekmektedir. DAK işlemi uygulanan deney numuneleri Ac_1 - Ac_3 Sıcaklıkları arasında tavlendiğinde, ostenit (martenzit) ferrit tane sınırlarında ve özellikle karbonca zengin perlitin yerini alarak ferrit tanelerinin içlerine doğru dengeye gelene kadar büyür. Böylece orijinal ferrit tanesi kısmen ostenit (martenzit) taneleri tarafından işgal edilmiş olur. Böylece, OAK ile elde edilen tanelere oranla daha küçük taneler oluşmasına neden olmaktadır. Aynı zamanda bu sıcaklıklarda (790 °C) tane büyümesi için gerekli zaman ve sıcaklığın yetersiz kaldığı da düşünülebilir. Sonuçta, bu ısıl işlemle ana metalde elde edilmiş tanelerin (ferrit + martenzit) mikroyapısının, (Şekil 2 a) orijinal yapıdaki tanelerin (ferrit+perlit) mikroyapısına (Şekil 4 a) benzerlik gösterdiği tespit edilmiştir. DAK ısıl işlemi ile, kaynak metalinde oluşumu hedeflenen martenzit (ostenit) adacıklarının AF, WF, TSF gibi tanelerin sınırlarında çekirdeklenip oluşumunun tamamlandığı düşünülmektedir. Çünkü Ac_1 - Ac_3 sıcaklıkları arasında ostenitin enerji bakımından uygun çekirdeklenme yerleri olan bu tanelerin sınırlarında olma olasılığının yüksek olduğu düşünülmektedir. Şekil 4 b’den de görüldüğü gibi bu ısıl işlem sonrası yapının morfolojisi orijinal kaynak metalinin mikroyapısına benzerlik (Şekil 2 b) göstermektedir.

DAK işlemi sonucunda ITAB bölgesindeki martenzit adacıkları ana metaldeki oluşumlara benzer şekilde, kaba taneli ferrit sınırlarında ve perlit kolonilerinin yerini alarak oluşmuştur. Isıl işlem sonrasında mikroyapı açısından dikkati çeken durum, ergiyik kaynak metali ile katı halde kalan ITAB arasında kalan ergime çizgisinin çok belirgin olmamasıdır (Şekil 4 c). Sonuç olarak bu ısıl işlemle (DAK), ergime çizgisi mikroyapısının (Şekil 4 c) orijinal numunedeki ergime çizgisinin mikroyapısına (Şekil 2 c) oranla daha uyumlu olduğu gözlenmiştir. Diğer bir ısıl işlem olan MAK işlemi sonucunda, ana metal (Şekil 5 a) ve HAZ’da daha iğneli martenzit parçacıkları elde edilmiştir. Kaynak metalinde tipik AF, WF morfolojisi bu ısıl işlemle bozularak daha uniform ince martenzit parçacık dağılımı sergilemektedir (Şekil 5 b). Ostenitleme işleminin ardından su verildiğinde kaynak metali de martenzitik dönüşüme uğramaktadır. Ac_1 - Ac_3 sıcaklıkları arasında tekrar tavlendiğinde oluşan ostenit tanelerinin daha ince ve daha uniform dağılımı gerçekleşmiştir.

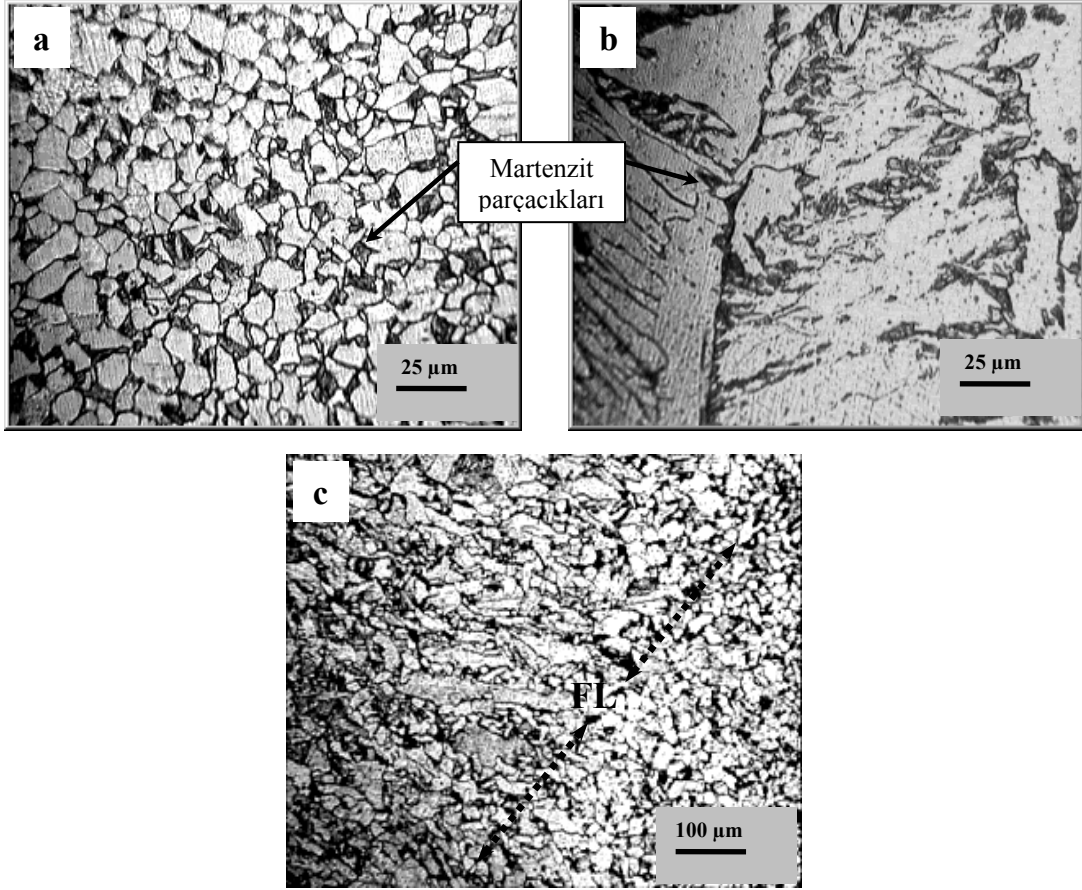
MAK ısıl işlemi ile elde edilen en önemli özellik olarak, kaynak ve ana metalde elde edilen martenzitik parçacık dağılımı daha uniform ve kaynak metali ile ana metalde martenzitin boyutsal farklılığın minimize edilmesidir. Ancak karbon içeriğinin kaynak metalinde ana metale oranla fazla olmasından dolayı bu bölgede martenzit parçacıkları miktarının daha fazla olduğu Şekil 5 c’den açıkça görülebilir. Önceki çalışmalarla, iki faz bölgesinde ostenitin çekirdeklenme yerleri olarak, ferrit/ferrit [17,18], ferrit/perlit, ferrit/sementit arayüzeyleri, tane içlerindeki yapısal düzensizlikler [17], ya da martenzitin çita sınırları gösterilmiştir [19]. Bu bölgelerden, martenzitin çita sınırları potansiyel olarak çok sayıda ostenitin çekirdeklenmesine neden olacağından, martenzit parçacık boyutu diğer çekirdeklenme yerlerine oranla daha çok sayıda ve oldukça ince yapıda gerçekleşmektedir. Bu nedenle, MAK ısıl işlemi ile elde edilen başlangıç mikroyapısının martenzit olması, iki fazlı bölgeden suda su verme sonucunda, hem kaynak metalinde hemde ana metalde ferritik matriste ince martenzit parçacık dağılımlı yapı elde edilmiştir. Bu ısıl işlemle (MAK) kaynak ve ana metalde, martenzit morfolojisi oldukça benzerlikler göstermiştir. Numuneler öncelikle Ac_3 ’ün üzerinde ostenitlenip, buradan su verilerek tamamen martenzitik bir yapı üretilmiştir. Daha sonra tekrar Ac_1 - Ac_3 sıcaklıkları arasında kısmi ostenitleme yapıldığında çok sayıda ostenit martenzitin çita sınırlarında çekirdeklenmektedir [20]. Böylece çok sayıda ve daha küçük boyutlarda ostenit (martenzit) parçacıkları üretilmiş olur.



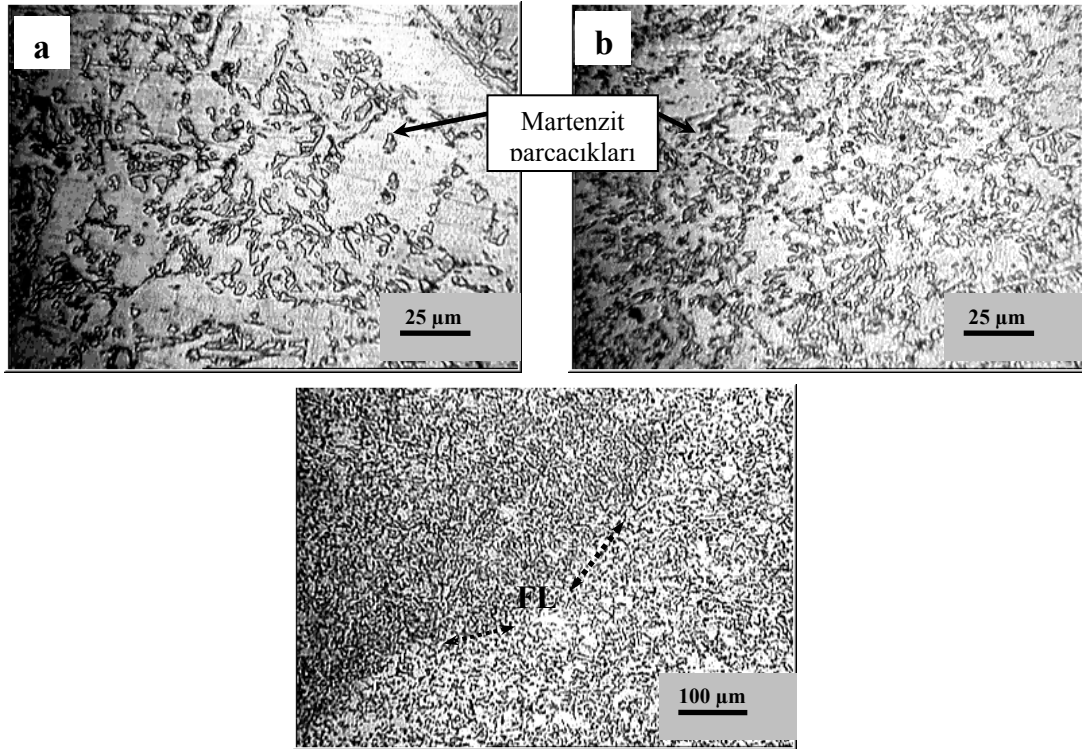
Şekil 2. Isıl İşlem Öncesi Orijinal Mikroyapıları (A) Ana Metal, (B) Kaynak Metali, (C) ITAB (FL'ın Sağ Tarafı)



Şekil 3. OAK Isıl İş. Uyg. Num. Optik Mikroyapılar (A) Ana Met, (B) Kaynak Met, (C) ITAB (FL'ın Sağı)



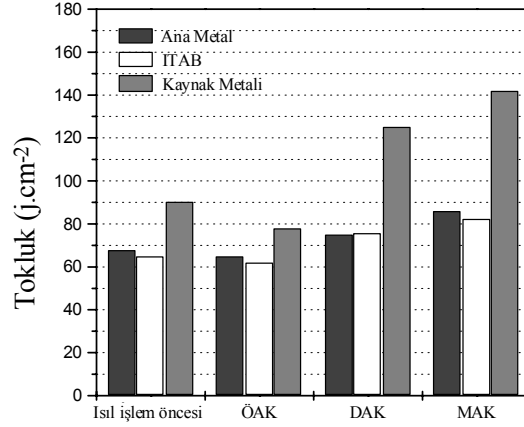
Şekil 4. DAK Isıl İşlemi Uygulanmış Numuneye Ait Optik Mikroyapılar (A) Ana Metal, (B) Kaynak Metali, (C) ITAB (FL'in Sağ Tarafı)



Şekil 5. OAK Isıl İşlemi Uygulanmış Numuneye Ait Optik Mikroyapılar (A) Ana Metal, (B) Kaynak Metali, (C) ITAB (FL'in Sağ Tarafı)

2.2. Tokluk

Numunelerin kaynak metali, ITAB ve ana metaline ait tokluk değerleri Şekil 6' da karşılaştırmalı olarak verilmiştir. Şekilden de görüldüğü gibi tokluk değerinin kaynak metalinde diğer bölgelere göre daha fazla olduğu dikkati çekmektedir. Bu beklenen bir sonuçtur. Çünkü, orijinal kaynak metalinde ısıl işlem öncesi oluşan AF tokluk özelliklerini geliştirmektedir. Isıl işlem sonrası elde edilen sonuçlar aşağıdaki gibi açıklanabilir.



Şekil 6. Numunelerin Karşılaştırmalı Tokluk Değerleri

OAK işlemi ile ITAB ve ana metalin tokluk özelliklerinde ısıl işlem öncesine göre bir değişim olmamış ve kaynak metalin tokluk değeri daha da azalmıştır. Şekil 3c' den de görüldüğü gibi kaynak metalin mikroyapısında AF' in mevcut olmadığı ve çoğunlukla poligonal ferrit taneleri arasında iri taneli martenzit adacıklarının varlığı tokluk özelliklerini düşürdüğü tespit edilmiştir. DAK işlemi ile ITAB ve ana metalin tokluk özelliklerinde yine ısıl işlem öncesine göre önemli bir değişim olmamış, ancak kaynak metalin tokluk değerleri önemli oranda artmıştır. Isıl işlem öncesi kaynak metalinde oluşan AF, WF, TSF morfolojisinin DAK işlemi sonucunda önemli bir değişime uğramadığı görülmüştür. AF' in tokluk özelliklerini iyileştirmesine benzer davranışı burada da sergilediği ve kaynak metalinin tokluk değerlerini bir birleri ile bağlantısı olmayan martenzit parçacıkları ile beraber daha da artırdığı düşünülmektedir.

MAK işlemi ile kaynaklı numunenin her bir bölgesinde tokluk değerleri artmıştır. Hall-Petch eşitliğine göre ince taneli malzemenin dayanımları artırılabilir. Bu işlemle ısıl işlem öncesi kaynak metalinde gerçekleşen ve mekanik özellikleri düşüren WF, TSF, PF' in yerine daha ince ve homojen dağılmış martenzit parçacıklarının tokluk özelliklerini geliştirdiği düşünülmektedir. Sonuç olarak, kaynaklı bağlantılarda oluşumu istenmeyen martenzitin, uygulanan bu ısıl işlemlerden DAK ve MAK ısıl işlemi ile geliştirildiği söylenebilir. Mikroyapıda kontrollü olarak homojen bir şekilde martenzit parçacıklarının üretilmesi sonucunda özellikle kaynak metalinin mekanik (tokluk) özelliklerini artırmıştır.

3. SONUÇLAR

Düşük karbonlu (0,1C) çeliğe kaynak sonrası farklı çift faz oluşturuvcu ısıl işlemler uygulanmış ve özet olarak aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir.

1. Kaynaklı numunelere ostenitleme işleminden sonra çift faz oluşumu (OAK) ile ITAB ve ana metalde kaba taneli ferrit martenzitik mikroyapılar elde edilmiş ve tokluk özelliklerinde, ısıl işlem öncesi numunelere oranla önemli bir değişim gerçekleşmemiştir. Bu ısıl işlemle kaynak metalindeki AF' in ortadan kalkmasından ve köşeli martenzit adacıklarından dolayı, kaynak metalinin tokluk özelliklerinin düşmesine neden olmuştur.
2. Doğrudan çift fazlı yapı üretim ısıl işlemi (DAK) ile kaynak metalindeki AF, WF morfolojileri korunmuş ve kaynaklı numunenin her bir bölgesindeki tokluk özellikleri nispeten artmıştır.
3. En iyi mekanik özellikler, başlangıç mikroyapısı martenzit olan kaynaklı numuneler uygulanan çift faz oluşturuvcu ısıl işlem (MAK) ile sağlanmıştır.
4. Mikroyapı incelemelerinden de daha uniform çift fazlı mikroyapıları MAK işlemi ile elde edilmiştir.

5. Her ne kadar kaynak sonrası ısıl işlemlerinin uygulanabilirliği her zaman mümkün olmasa da, mikroyapısal homojenliğinin sağlanmasının mekanik özellikler üzerine oldukça önemli bir katkı sağlayabileceği sonucuna varılmıştır.

TEŞEKKÜR

Bu çalışmaya desteklerinden dolayı ARCTECH'e teşekkür ederiz.

KAYNAKLAR

1. Saleh, M. H., Priestner, R., "Retained Austenite in Dual-Phase Silicon Steels and Its Effect on Mechanical Properties" **Journal of Materials Processing Technology**, v. 113, June 2001, p. 587-593
2. Garcia, C.I., De Ardo, A.J., "Formation of Austenite in 1.5 pct Mn Steels" **Metallurgical Transactions A (Physical Metallurgy and Materials Science)**, v.12A, p. 521-530, 1981
3. Jeong, W.C., Kim, C.H., "Formation of Austenite from a Ferrite-Pearlite Microstructure during Intercritical Annealing" **Journal of Materials Science**, v.20, p: 4392-4398, 1985
4. Lawson, R.D., Matlock, D.K., Krauss, G., "The Effect of Microstructure on The Deformation Behavior and Mechanical Properties of Dual Phase Steels" **Fundamentals of Dual-Phase Steels**, Ed. by Bramfit B.L., AIME, p.347-81, New York, 1981
5. Hansen S.S., Pradhan, R.R., "Structure-Property Relationships and Continious Yielding Behavior in Dual-Phase Steels" **Fundamentals of Dual-Phase Steels**, Ed. by Bramfit B.L., AIME, s.113-14, New York, 1981
6. Matlock, D.K., Krauss, G., Ramos, L.F., and Huppi G.S., "A Correlation of Processing Variables with Deformation of Dual-Phase Steels" **Structures and Properties of Dual-Phase steels**, Ed. by R.A. Kot and J.W. Morris, p:62-89, 1979
7. Lee, L.E., Wang, S.C., Cheng, G.H., "Transformation Processes and Products for C-Mn Steels during Continuous Cooling" **Materials Science and Technology**, v. 5 p.674-681, 1989
8. Bhadeshia, H.K.D.H., "Austenite Grain Structure of Low-Alloy Steel Weld Deposits" **Journal of Materials Science**, v.21, p.3947-3951, 1986
9. Evans, G.M., "Effect of Heat Input on The Microstructure and Properties of C-Mn All-Weld-Metal Deposits" **Welding J**, v.61, p.125-131, 1982
10. Madariaga, I., Gutiérrez, I., "Role of the Particle-Matrix Interface on the Nucleation of Acicular Ferrite in a Medium Carbon Microalloyed Steel", **Acta Materialia**, v. 47, p. 951-960, 1999
11. R.A. Ricks, P.R. Howell, G.S. Barrtte, "Nature of Acicular Ferrite in HSLA Steel Weld Metals" **Journal of Materials Science** v.17, p.732-740, 1982
12. Lancaster, J.F., **Metallurgy of Welding**, 6th ed., Abington Pub. Cambridge, 1999
13. Dolby, R.E., "Haz Toughness of Structural and Pressure Vessel Steels Em Dash Improvement and Prediction" **Welding J**, v.58, p.225-238, 1979
14. Grong, O., and Akselsen, O.M., "Effects of Deoxidation Practicle on The Transformations Behavior and Toughness of Steel Weld", **Welding J**, v.65/11, p.279-288, 1986
15. Kim, J.H., Oh, Y.J., Hwang, I.S., D Kim, J., Kim, J.T., "Fracture Behavior of Heat-Affected Zone in Low Alloy Steels", **Journal of Nuclear Materials**, v.299, p.132-139, 2001
16. Andrew K.W., "Empirical Formulae for The Calculation of Some Transformation Temperatures", **Journal of The Iron and Steel Institute**, v.203, p. 721-727, 1965
17. Thompson, S.W., Fan, G.S., Howell, S.R., "Nucleation of Austenite during Intercritical Annealing of a Commercial Low-Alloy Steel, Proceedings of an International Conference on Phase Transformations in Ferrous Alloys", eds. Marder A.R. and Goldstern, **J.I. AIME**, New York, 1984
18. Jeong, Y.J., Kim I.S., Choi, H.S., "Austenitization during Intercritical Annealing of an Fe-C-Si-Mn Dual-Phase Steel", **Metallurgical Transactions A**, v.16A, 1237-1245, 1985
19. Cai, X.L., Grratt-Reed, A.J., Owen, W.S., "Development of some Dual-Phase Steel Structures from Different Starting Microstructures", **Metallurgical Transactions A**, v.16A, p.543-557, 1985
20. Kim, N.J. and Thomas G., "Effects of Morphology on the Mechanical Behavior of a Dual Phase Fe/2Si/0. 1C Steel", **Metallurgical Transactions A**, v.12A, p.483-489, 1981