

АЛИМОВ В.И., КРЫМОВ В.Н. (ДОННТУ)

ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВО-СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ЖЕЛЕЗНЫХ СПЛАВАХ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ПЛАЗМЫ ДУГОВОГО РАЗРЯДА

Дуговой электрический разряд является перспективным инструментом для локального поверхностного упрочнения металлических изделий [1–4]. С помощью дугового разряда может осуществляться как термическое, так и химико-термическое упрочнение поверхности [1–6]. При этом технология такой обработки является более простой и дешевой по сравнению с использованием других высококонцентрированных источников энергии (ВИЭ), в частности, лазерного.

Процессы структурообразования при плазменном нагреве и охлаждении осложнены весьма высокими скоростями, участием жидкой фазы, специфическими источниками тепла и охлаждающими средами; они усложнены и в экспериментальном изучении, а потому и мало изучены; тем не менее, имеющаяся информация дает основание ожидать ряда особенностей аустенитизации и распада переохлажденного аустенита [7–12 и др.]. Литературные данные, касающиеся особенностей химико-термического упрочнения дуговым разрядом, весьма малочисленны.

Целью данной работы являлось изучение особенностей фазовых и структурных превращений при плазменном химико-термическом упрочнении ряда сталей промышленных составов. Упрочнению подвергали образцы размером 30×10×60 мм из углеродистых и легированных сталей с содержанием 0,1–0,6%С. На наибольшую грань образцов воздействовали прямой дугой обратной полярности, которую возбуждали графитовым электродам. Обработку вели с оплавлением поверхности при изменении силы тока дуги в пределах 40–250 А. Микроструктуру изучали на поперечных шлифах, изготовленных по известной методике [13].

Управляющими параметрами дугоразрядного воздействия являются сила тока дуги и скорость ее перемещения относительно обрабатываемой поверхности при поддержании постоянными других параметров [1–3]. Скорость перемещения дуги влияет на структуру упрочненной зоны сталей несколько иначе, чем другие ВИЭ [14]. Увеличение скорости до 15 мм/с приводит к снижению твердости (табл. 1). Возможной причиной этого является уменьшение содержания углерода в зоне оплавления (ЗО). При увеличении длительности горения дуги в каждом элементарном участке поверхности возрастает и количество углерода, попавшего в данный участок. Однако, при превышении скорости перемещения дуги более 15 мм/с твердость возрастает, вероятно, по причине увеличения скорости охлаждения. При этом содержание углерода в (ЗО) пропорционально силе тока дуги. Это справедливо для угольной дуги высокой интенсивности при токе более 40–70 А.

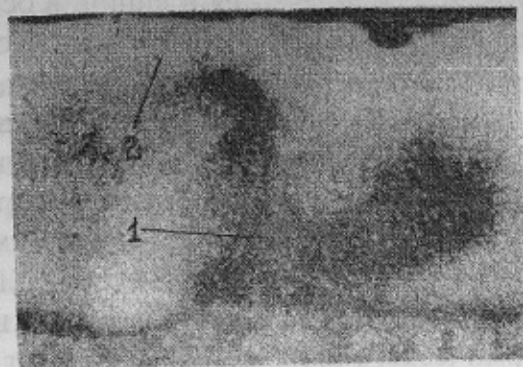
Табл.1. Влияние скорости перемещения дуги на микротвердость зоны оплавления (переменный ток 150 А)

Скорость, мм/с	5	10	15	20
Микротвердость, Н/мм ²	7560	6220	6070	7880

По [15] химико-термическое упрочнение ВИЭ возможно только при обработке с оплавлением поверхности. Диффузионное насыщение за промежуток времени, характерный для воздействия ВИЭ, практически не происходит; однако для химико-термического упрочнения дуговым разрядом такая информация отсутствует.

В работах [16, 17] было показано, что легирование поверхностного оплавленного слоя происходит в результате образования гидродинамических потоков расплава. Это является следствием неравномерного распределения температуры и сил поверхностного натяжения по глубине и поверхности расплавленного участка. При нормальном распределении плотности энергии по поверхности, что характерно для столба дуги, потоки направлены снизу вверх и от центра к краям оплавленного участка.

При изучении микроструктуры после плазменного дугоразрядного воздействия с использованием графитового электрода было замечено, что при сравнительно небольшой глубине ЗО (до 0,5 мм) распределение углерода неравномерно и подчиняется, по видимому, тем же закономерностям, что и для лазерного легирования [16, 17] (рис. 1).



а

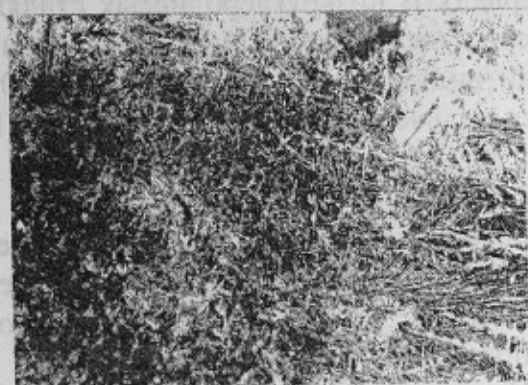


Рис. 1. Микроструктура ЗО стали с 0,3%С после плазменного дугоразрядного воздействия, х80: а — упрочненная поверхность; б, в — участки 1 и 2, соответственно, х400

При увеличении силы тока или уменьшении скорости перемещения распределение углерода становится более равномерным, что как раз и может быть объяснено более тщательным перемешиванием расплава.

В режиме обработки углеродистых сталей дугой обратной полярности при силе тока более 50–60 А и глубине ЗО более 0,5 мм первородный аустенит распадается при охлаждении по диффузионному механизму с образованием троостита. В трооститных участках часто содержатся иглы вторичного цементита, так что распад происходит с образованием видманштетта. Микротвердость такой структуры составляет 4000–5000 Н/мм². Следовательно, при науглероживании ЗО до содержания углерода свыше 2% скорость охлаждения оказывается ниже критической. Можно предположить, что устойчивость аустенита отчасти снижается из-за наличия в структуре большого количества эвтектического цементита.

При насыщении ЗО углеродом до концентрации менее 2% (т.е. при отсутствии в структуре ледебурита), например при обработке дугой с силой тока менее 50 А, ЗО

имеет аустенито-мартенситную структуру (рис. 2). Микротвердость для разных сталей и различных режимов обработки колеблется от 7000 до 10000 Н/мм².

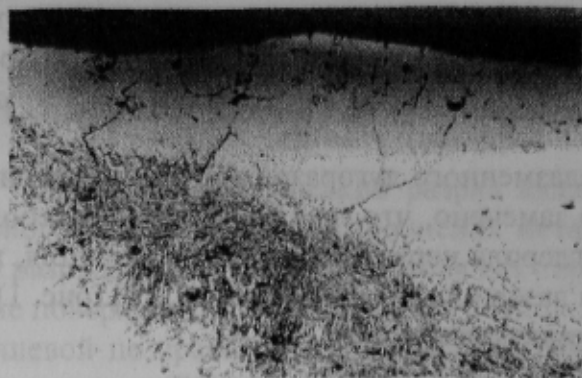


Рис. 2. Микроструктура ЗО образца из стали с 0,42%С, обработанного дугой обратной полярности, $I=40$ А, $\times 400$

Структура зоны термического влияния (ЗТВ) состоит из двух слоев. Первый — слой с полной перекристаллизацией (нагрев выше A_{c3}), второй — с неполной перекристаллизацией (нагрев в межкритический интервал). В низкоуглеродистых сталях первый слой представлен видманштеттом. Непосредственно под зоной оплавления из-за перегрева средний условный диаметр колоний видманштетта составляет 25–30 мкм. При удалении от границы ЗО зерно становится мельче и соответствует №12-14 (ГОСТ 5639-82).

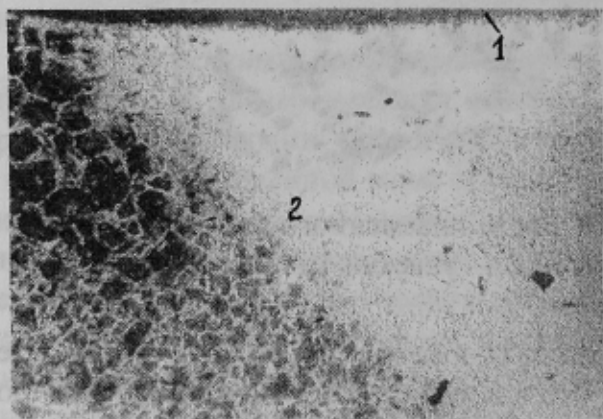


Рис. 3. Микроструктура стали с 0,41%С с перекрытием ЗТВ двух упрочненных полос, $\times 80$: 1 — зона оплавления; 2 — зона термического влияния

зано в табл. 2 и на рис. 4, из которых видно, что в результате отжига происходит сфероидизация вторичного цементита. Полученный зернистый цементит соответствует 5–6 баллу по ГОСТ 8233-56.

Однако типичной сфероидизации первичного и ледебуритного цементита не происходит; наблюдается лишь округление концов пластин; наблюдается также сохранение ориентированности структуры по нормали к поверхности, т.е., по направлению теплоотвода при дугоразрядной обработке.

Травление ниталем (рис. 2) может не выявить полностью структуру ЗО. Тонкие темные линии являются, вероятно, границами первичного аустенитного зерна. Для выявления подобных структур применяли последовательное травление в спиртовых растворах азотной и пикриновой кислот [18]. При этом мартенсит окрашивался в синий, а остаточный аустенит в оранжевый цвет. Количество остаточного аустенита зависит, в первую очередь, от степени легированности стали. Так, даже при наличии в структуре ледебурита, 40–50% первичного аустенита в стали 12ХМ не претерпевают мартенситного превращения. В стали 5ХВ2С практически весь первичный аустенит остается нераспавшимся.

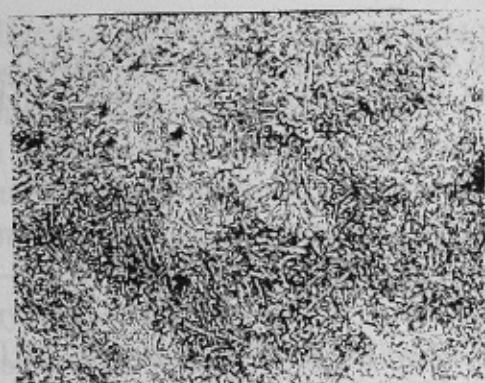
Если поверхность образцов обработана по схеме наложения упрочненных полос с перекрытием, то при силе тока более 175-200 А становится возможной повторная перекристаллизация в ЗТВ. При этом видманштетт трансформируется в мелкозернистую феррито-перлитную структуру (рис. 3).

Образцы со структурой ЗО, представленной аустенитом и мартенситом, а также ледебуритом и первичным цементитом, подвергали сфероидизирующему отжигу по следующему режиму: нагрев до 720–740°C, охлаждение до 670°C со скоростью не более 30°C, затем охлаждение с печью. Изменение структуры и микротвердости ЗО этих образцов показано

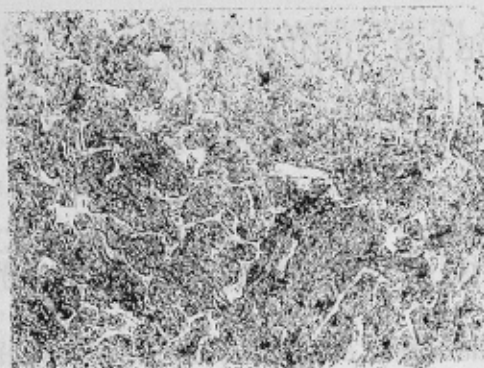
Табл. 2. Микроструктура и микротвердость зоны оплавления при сфероидизирующем отжиге стали с 0,12%С, подвергнутой плазменному воздействию

Дугоразрядная обработка	Структура	Микротвердость, Н/мм ²	
	Отжиг	Дугоразрядная обработка	Отжиг
Аустенит + мартенсит	Зернистый цементит	9000-10500	2700-2750
Ледебурит + аустенит первичный	Зернистый цементит в участках первичного аустенита; частичная сфероидизация ледебуридного цементита с сохранением его направленности	7000-8500	2500-3500
Ледебурит + цементит первичный	Частичная сфероидизация цементитных пластин с сохранением направленности	7500-9000	3500-4000

Таким образом, основные параметры упрочнения углеродсодержащей дугоразрядной плазмой — сила тока дуги и скорость ее перемещения относительно обрабатываемой поверхности — оказывают влияние на процессы структурообразования не только за счет высококонцентрированного тепловложения, но и за счет изменения содержания углерода в поверхностном слое. Для исследованных режимов обработки углеродистых сталей скорость охлаждения за счет теплоотвода в металл оказывается недостаточной для предотвращения распада аустенита при общем содержании углерода в упрочненном слое более 2%.



а



б

Рис. 4. Микроструктура 30 стали с 0,12%С после отжига с исходной структурой аустенита и мартенсита (а) и ледебурита и первичного аустенита (б), х400

Целесообразно продолжение исследования процессов термообработки, направленных на получение в упрочненном слое зернистых карбидов, так как это открывает возможности повышения комплекса свойств изделия, а именно износостойкости и усталостной прочности.

Список литературы

1. Деклар. пат. №42503. Спосіб поверхневої обробки сталевих виробів. Алімов В.І., Кримов В.М., Беліков О.М. МПК⁷ С23С8/20. Опубл. 15.10.2001. Бюл. №9.
2. Деклар. пат. №47034. Спосіб насичення вуглецем металевих виробів. Алімов В.І., Єгоров М.Т., Кримов В.М., Штихно А.П., Хребтов А.О. МПК С23С8/20. Опубл. 17.06.2002. Бюл. №6.
3. Деклар. пат. №52054. Спосіб поверхневої обробки виробів з чавуну. Алімов В.І., Єгоров М.Т., Кримов В.М., Штихно А.П., Рамазанова С.Ф. МПК⁷ С23С8/20. Опубл. 16.12.2002. Бюл. №12.
4. Алімов В.І., Крымов В.Н. Поведение неметаллических включений в стальных изделиях при воздействии дугоразрядной плазмы // *Металл и литье Украины*, 2002. — № 3–4. — С. 50–52.
5. Особенности электродуговой поверхностной закалки валковых сталей/В.Н. Давыдов, Р.И. Силин, Н.Н. Давыдова и др. // *Бюллетень НТИ Черная металлургия*, 1990. — № 4. — С. 35–37.
6. Кулагин И.Д., Борзов А.П., Краснов Ю.И. Дуговая цементация рабочих поверхностей стальных деталей // *ФХОМ*, 1986. — № 6. — С. 84–88.

7. Попов А.А. Фазовые превращения в металлических сплавах. — М.: Metallurgizdat, 1963. — 312 с.
8. Кидин И.Н. Физические основы электротермической обработки металлов и сплавов. — М.: Metallurgiya, 1969. — 376 с.
9. Садовский В.Д. Структурная наследственность в стали. — М.: Metallurgiya, 1973. — 208 с.
10. Шаповалов С.И., Алимов В.И. Влияние температуры аустенитизации на изотермический распад углеродистой стали // Изв. вузов. Черная металлургия, 1974. — № 8. — С. 86–89.
11. Дьяченко С.С. Образование аустенита в железоуглеродистых сплавах. — М.: Metallurgiya, 1982. — 128 с.
12. Баранов А.А. Образование аустенита в железных сплавах // Наукові праці ДонДТУ. Металургія. Вип. 31. — Донецьк: ДонДТУ, 2001. — С. 51–66.
13. Богомолова Н.А. Практическая металлография. — М.: Высш.шк, 1987. — 240 с.
14. Коваленко В.С. Лазерная технология. — К.: Высш.шк, 1989. — 280 с.
15. Григорьянц А.Г., Сафонов А.Н. Лазерная техника и технология. Кн. 3: Методы поверхностной лазерной обработки. — М.: Высш.шк, 1987. — 190 с.
16. Смуров И.Ю., Гуськов А.Г. Плавление и термокапиллярная конвекция при воздействии концентрированных потоков энергии на металлы // Физико-химические процессы обработки материалов концентрированными потоками энергии. — М.: Наука, 1989. — С. 25–37.
17. Тарасова Т.В. Распределение элементов в ванне расплава при лазерном легировании / МІТОМ, 2002. — № 3. — С. 24–27.
18. Коваленко В.С. Металлографические реактивы. — М.: Metallurgiya, 1981. — 120 с.

© Алимов В.И., Крымков В.Н., 2003

СМИРНОВ Е.Н., ЛЕЙРИХ И.В. (ДОННТУ), ГРИГОРЬЕВ М.В. (ЗАО «ВИЗАВИ», Г. ДОНЕЦК), ЩЕРБАЧЕВ В.В. (ОАО «КРАМАТОРСКИЙ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЙ ЗАВОД ИМ. КУЙБЫШЕВА», Г. КРАМАТОРСК)

РАЗРАБОТКА ПРОМЫШЛЕННОЙ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА ПРОФИЛЯ Н-170У ИЗ НЕПРЕРЫВНОЛИТОГО МЕТАЛЛА

Приведены результаты исследований структуры и свойств профиля ответственного назначения Н-170У, полученного прокаткой непрерывнолитой заготовки из стали 35. Показано, что использование рекомендованной технологической схемы производства в условиях стана 620 ОАО «Краматорский металлургический завод» обеспечивает получение требуемого уровня свойств при сокращении энергозатрат.

Производство стали во всем мире является высокоэнергозатратной технологией — металлургия в целом потребляет около 20% всех энергоресурсов, а черная металлургия — около 10% [1]. Стоимость энергии в производстве металла составляет примерно половину цены стальной заготовки. Указанные выше показатели потребления энергии в металлургии характерны практически для всех развитых стран, в том числе и для Украины. Поэтому энергоемкость стальной продукции следует рассматривать в качестве одного из основных показателей, определяющих как положение стали на рынке материалов, так и конкурентоспособность каждого из видов металлопроката.

Во второй половине XX века четко проявились признаки глобализации мировой индустрии, характеризующиеся существенным изменением размещения производства, в частности металлургического. В промышленно развитых странах, таких как США, Германия, Англия, Франция, потребление стали стабилизировалось на уровне 400–500 кг/чел. и обозначилась тенденция к снижению ее производства и потребления [2].

В настоящее время Украина по производству стали, выпуск которой в 2001 году составил 33,5 млн. т., занимает седьмое место в мире [3]. При этом в сфере соотношения производства и потребления черных металлов показатели Украины не имеют ана-