

УДК 621.791.927.55:[669.017+620.17]

О.И. Шевченко, Г.Е. Трекин

Нижнетагильский технологический институт (филиал)
Уральского Федерального университета
им. первого Президента России Б.Н. Ельцина

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИИ «НАПЛАВЛЕННЫЙ СЛОЙ – ОСНОВНОЙ МЕТАЛЛ» В УЛЬТРАЗВУКОВОМ ПОЛЕ

Обработка ультразвуком жидкого металла сварочной ванны и зоны термического влияния – актуальная задача исследований, однако введение ультразвука в зону обработки является непростой задачей. В статье реализована резонансная схема введения ультразвуковых колебаний с образованием стоячей ультразвуковой волны (с частотой 18 кГц). Количество исследуемых технологических параметров было минимизировано: изменялся ток наплавки (180–240 А) и температура подогрева основного металла (20–200 °С), размер пластин соответствовал значению длины звуковой волны в низкоуглеродистой стали. Использование различных волноводов позволяет изменять интенсивность колебаний за счет варьирования амплитуды ($\xi = 4,8; 9$ и 18 мкм).

Изучено влияние ультразвуковой обработки на наплавленный валик системы Ni – Cr – C – B – Si и зону термического влияния. Рассмотрены процессы образования структуры и свойств при наплавке покрытий в ультразвуковом поле. Структура зоны обработки существенно улучшена (наблюдается измельчение дендритов и избыточных фаз). Установлены эффективные параметры ультразвукового поля.

Ключевые слова: плазменно-дуговая наплавка, ультразвуковые колебания, микроструктура, морфология включений, неоднородность структуры, измельчение зерна, зона термического влияния, трещиностойкость.

O.I. Shevchenko, G.E. Trekin

Nizhny Tagil Technology Institute (department)
of Ural Federal University

FORMATION OF MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF THE COMPOSITION "HARDFACING LAYER–BASE METAL" IN THE ULTRASONIC WAVE

Ultrasonic treatment of the melt welding pool and heat affected zone (HAZ) is a hot research topic; however, it is hard to introduce ultrasound into working area. In this paper, the resonant method of introduction of ultrasonic oscillations with formation of a standing ultrasonic wave (frequency 18 kHz) was realized. Number of investigated technological parameters was minimized: welding current (180–240 A); the preheating temperature of the base metal (20–200 °C); length of the plate corresponds to the value of the acoustic wavelength (λ) in the low-carbon steel. Using different waveguides allows you to change the intensity of the ultrasonic treatment by varying the amplitude ($\xi = 4.8; 9$; and 18 microns).

The effect of ultrasonic treatment on the melt metal of system Ni–Cr–C–B–Si and heat affected zone is studied. Formation of structure and properties for the hardfacing coating in an standing ultrasonic wave was considered. The microstructure of the treated area is significantly refined (the fragmentation of dendrites and inclusions was found). The effective technological parameters of ultrasonic field and plasma-arc hardfacing were established.

Keywords: plasma-arc hardfacing, ultrasonic waves, microstructure, inclusion morphology, inhomogeneity of the structure, grain refining, heat affected zone, crack resistance.

Эффективность производства и качество продукции неразрывно связаны с проблемой полного использования возможностей, которые заложены в конструкционных материалах и технологиях. В связи с этим актуальны исследования влияния технологических приемов и физических методов с комплексным воздействием на макростроение, структуру, фазовый состав и эксплуатационные свойства рабочего слоя деталей машин и инструмента [1–3]. Управление этими процессами возможно с помощью источников мощного ультразвука [4–6].

Объектом исследования являлась композиция H73X16C3P3 – сталь 20, полученная плазменно-порошковой наплавкой. Количество исследуемых технологических параметров было минимизировано: изменялся ток наплавки (180–240 А) и температура подогрева основного металла 20–200 °С. В экспериментах использовалась резонансная схема, т.е. размер пластин соответствовал значению длины звуковой волны (λ) в низкоуглеродистой стали (рис. 1). В образце во время наплавки генерировалась стоячая ультразвуковая волна с частотой 18 кГц. Использование различных концентраторов позволило изменять интенсивность ультразвуковых колебаний (УЗК) за счет варьирования амплитуды ($\xi = 4,8; 9; 18$ мкм). Для сравнения были наплавлены образцы без УЗК. Исследованию подвергались темплеты, вырезанные из областей пластины, соответствующих узлу и пучности стоячей волны.

Введение ультразвуковых колебаний в сварочную ванну устраняет дефекты покрытия, связанные с макронеоднородностью, возникающей из-за периодического поступления порций металла в хвостовую часть сварочной ванны и прерывистого характера первичной кристаллизации. В области пучности колебаний стоячей ультразвуковой волны уменьшаются размеры участков с укрупненными структурными составляющими: с 8–12 мм (при наплавке без УЗК) до 2–6 мм (при амплитуде УЗК $\xi = 18$ мкм), их ширина снижается от 1,0–1,5 мм до 0,3–0,6 мм соответственно. Эти участки наблюдаются в верхней части валика, где действие ультразвука ослабевает. Введение ультразвуковых колебаний в сварочную ванну приводит к диспергированию структурных состав-

ляющих. С повышением амплитуды УЗК дисперсность увеличивается, причем в области узла эффективность воздействия выше. Наибольшее влияние ультразвук оказывает на измельчение дендритов (рис. 2).

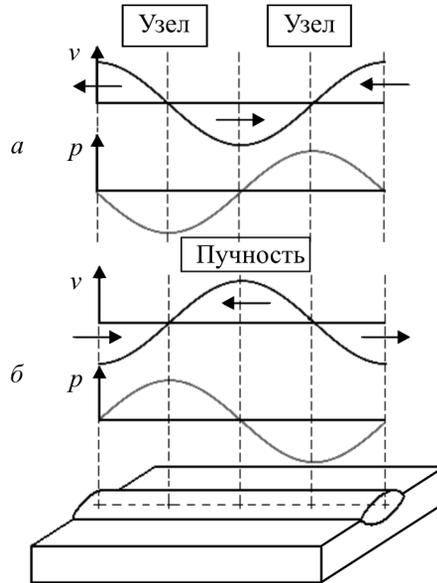


Рис. 1. Распределение скоростей частиц (v) и давлений (p) стоячей ультразвуковой волны в наплавляемом образце: a – в начальный момент времени; b – через промежуток времени в $1/2$ периода колебаний. Стрелками обозначены направления преимущественного движения частиц

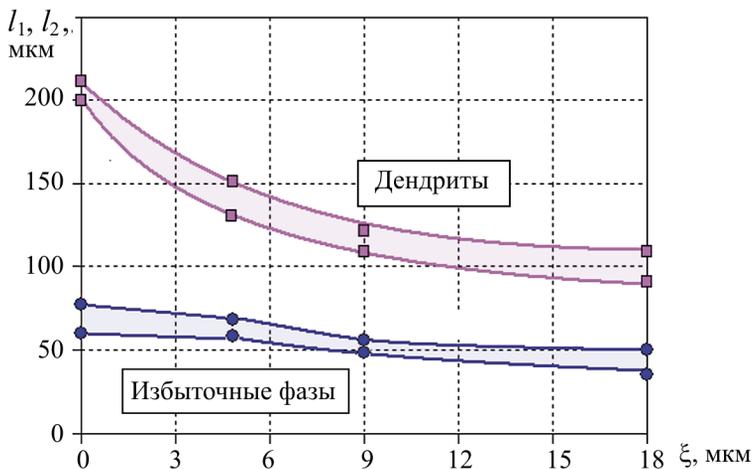


Рис. 2. Влияние амплитуды УЗК (ξ) на изменение размеров l_1, l_2 структурных составляющих в покрытиях

Для высоколегированных наплавляемых покрытий характерно выделение избыточных фаз на участке, повторяющем очертания линии сплавления, в результате оттеснения примесей плоским фронтом кристаллизации, распространяющимся от подложки. Установлено, что при наплавке с УЗК в области узла карбидная ликвация вблизи линии сплавления отсутствует во всем диапазоне исследуемых амплитуд, а в области пучности карбидная ликвация сохраняется.

Рентгеноструктурные исследования наплавленных валиков показали, что введение УЗК приводит к увеличению периода кристаллической решетки матрицы до 0,3566 нм, что свидетельствует о повышении содержания в ней атомов внедрения. Значительно возрастает количество боридов Cr_2B , CrB , Fe_2B , FeB , содержание карбоборида $\text{M}_7(\text{C,B})_3$ повышается менее интенсивно (рис. 3). Рост количества вторых фаз в области, прилегающей к узлу колебаний стоячей ультразвуковой волны, более существенный, чем вблизи пучности УЗК.

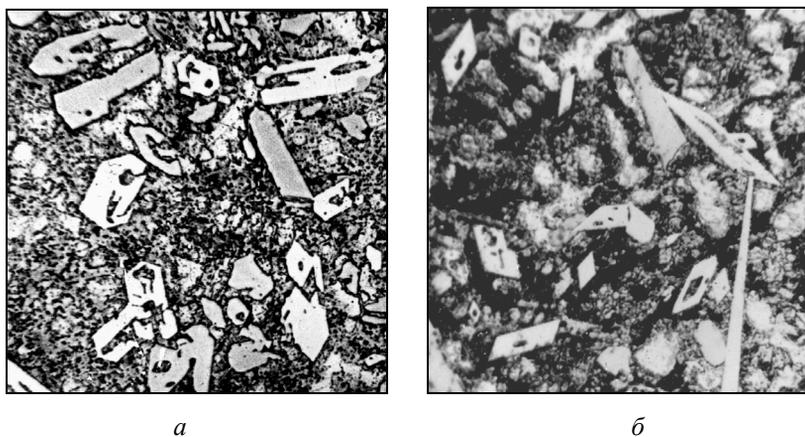


Рис. 3. Структура покрытий, H73X16C3P3. $\times 750$: а – без воздействия УЗК; б – в области узла колебаний стоячей ультразвуковой волны

При наплавке покрытия H73X16C3P3 введение ультразвука с $\xi = 4,8$ мкм снижает твердость валика на 2–6 HRC (по сравнению с незвученными) вследствие увеличения доли участия основного металла в наплавленном. Повышение амплитуды УЗК до 9–18 мкм способствует росту твердости в среднем на 4–5 HRC, поскольку более значительным является влияние ультразвука на выделение упрочняющих фаз (боридов и карбоборидов).

УЗК малой интенсивности ($\xi = 4,8$ мкм) увеличивают число трещин покрытия и значение их суммарной ширины в среднем в два раза по сравнению с незвученными образцами, причем наибольшее количество трещин локализуется в области пучности ультразвуковой волны. В области узла трещины отсутствуют, что обусловлено формированием на этом участке более дисперсной структуры, способной релаксировать растягивающие напряжения при усадке наплавленного валика. Повышение интенсивности УЗК ($\xi = 9-18$ мкм) снижает количество трещин в 2–4 раза, а величины их суммарного раскрытия – в два раза по сравнению с незвученными образцами. Наибольший эффект достигается при наплавке без предварительного подогрева. Экспериментально показано, что существует критическое значение интенсивности ультразвуковой волны ($\xi = 4,8$ мкм), ниже которого происходит разрушение. Отрыв происходит в нижней части валика, в области карбидной ликвации.

Исследования поперечных и продольных шлифов показало изменение характера линии сплавления и прилегающего к ней участка неполного расплавления, проявляющееся в возникновении волнистого профиля (рис. 4). На всех исследованных режимах в области пучности стоячей ультразвуковой волны волнистость минимальна или отсутствует, как и в случае наплавки без УЗК. Наибольшая волнистость наблюдается в области узла колебаний, при этом количество волн и глубина их проникновения в основной металл тем больше, чем выше амплитуда УЗК. Рост ξ от 4,8 до 18 мкм приводит к увеличению длины границы сплавления на 17 %.

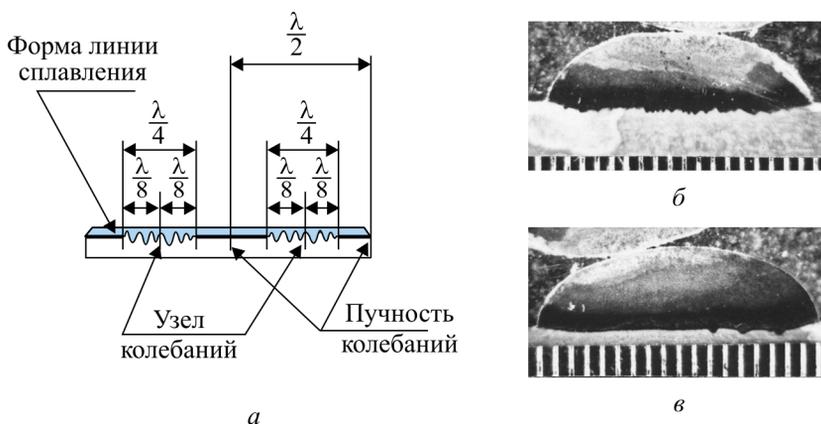


Рис. 4. Схема формирования волнистого профиля линии сплавления вдоль наплавленного валика (а) и его поперечное сечение в узле колебаний (б) и в области пучности (в) стоячей волны

Наиболее существенные изменения претерпевает участок перегрева зоны термического влияния (ЗТВ), в котором металл нагревается вплоть до температуры солидуса. Введение ультразвуковых колебаний при наплавке усиливает выделение феррита по границам первичного аустенитного зерна (рис. 5). Толщина сетки увеличивается до 8–12 мкм, границы становятся более извилистыми, часто «прорастают» в зерно в виде игл. В ряде случаев отмечено формирование видманштеттовой структуры [7].

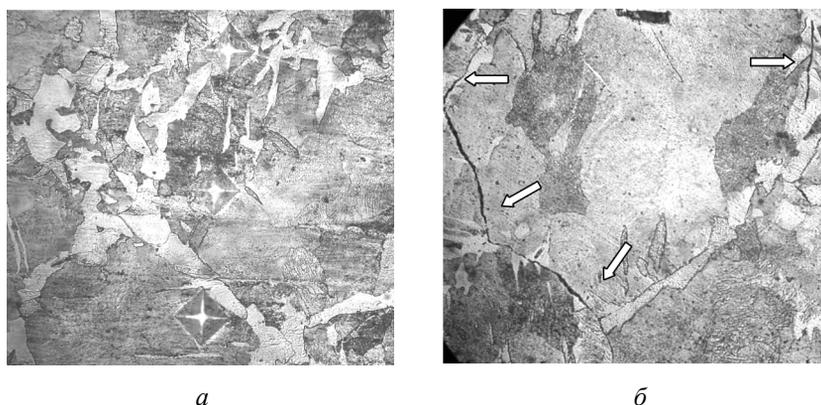


Рис. 5. Участок перегрева зоны термического влияния. $\times 550$: *a* – режим: $I = 240$ А, $T = 200$ °С, $\xi = 9$ мкм, трещин нет; *б* – режим: $I = 240$ А, $T = 200$ °С, $\xi = 4,8$ мкм, стрелками показаны трещины, образовавшиеся по границам зерен

При наплавке с УЗК в ЗТВ отмечено измельчение зерна и развитие сети субзеренных границ. Наибольшее диспергирование структуры, в отличие от предыдущего случая, наблюдается в зоне пучности ($\pm\lambda/8$) стоячей волны. Так, в образцах, наплавленных при наибольшем тепловложении, средний размер зерна на участке перегрева уменьшается и составляет 120–170 мкм в области узла и 100–130 мкм в области пучности УЗК при $\xi = 4,8$ мкм. Увеличение амплитуды до 9 мкм приводит к измельчению первичного аустенитного зерна на 7–10 %. При амплитуде 18 мкм феррит не образует сетки по границам зерен. Избыточный феррит выделяется в виде частиц диаметром около 80 мкм.

Трещины в ЗТВ локализованы только на участке перегрева и образуются в зоне узла колебаний стоячей ультразвуковой волны [8] только при амплитуде УЗК $\xi = 4,8$ мкм. На режимах наплавки без УЗК и в областях пучности трещины отсутствуют. Количество трещин и степень их раскрытия пропорциональны тепловой мощности, вводимой

в основной металл. При максимальном из исследованных тепловых воздействиях: $I = 260$ А, $T = 350$ °С $\xi = 4,8$ мкм, разрушение по границам зерен носит критический характер: образуется магистральная трещина, приводящая к отрыву рабочего слоя (рис. б).

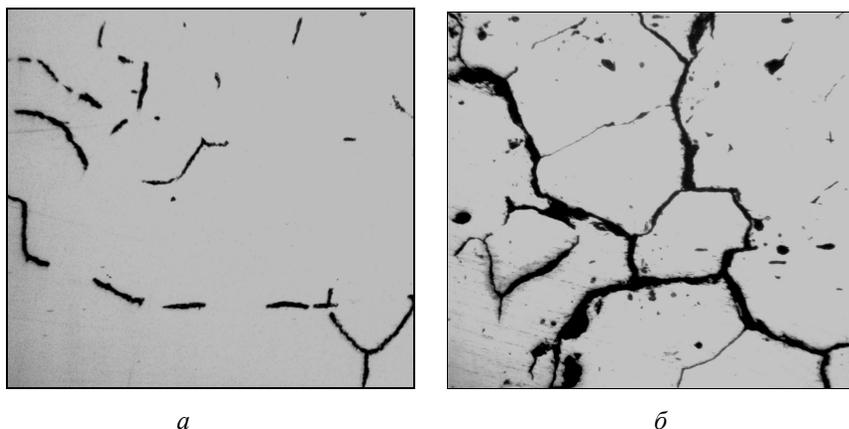


Рис. б. Влияние интенсивности тепловложения на образование трещин в ЗТВ при наплавке с УЗК, нетравленный шлиф. $\times 150$: а – режим: $I = 180$ А, $T = 20$ °С, отдельные короткие трещины; б – $I = 260$ А, $T = 350$ °С, трещины – по границам зерен объединяются в одну магистральную

Таким образом, результаты исследования позволяют сделать заключение о реализации различных механизмов воздействия УЗК на композицию «наплавленный слой – основной металл». На кристаллизующийся валик в первую очередь влияет процесс кавитации в расплаве, на зону термического влияния – циклическое акустическое давление и деформация. Наиболее значимым результатом, определяющим свойства композиции, является измельчение элементов структуры и увеличение доли избыточных фаз, как в наплавленном валике, так и в основном металле. Состав и морфология этих фаз в итоге определяет конструкционную прочность. Резонансная схема эксперимента позволила установить влияние характерных областей стоячей ультразвуковой волны на структуру и свойства композиции. Наибольший эффект наблюдается в узле колебаний. Кроме того, экспериментально определено пороговое значение интенсивности УЗК, ниже которого эффекты диспергирования структурных составляющих и выделения избыточных фаз минимальны, а циклическое акустическое давление начинает разрушать покрытие или зону термического влияния.

Список литературы

1. Шевченко О.И. Управление структурой, составом и свойствами покрытий при плазменной наплавке / Нижнетагил. технолог. ин-т. – Нижний Тагил, 2006. – 290 с.
2. Shevchenko O.I. Relationships governing the change of the properties and structure of coatings of the Ni–Cr–B–C–Si system in surfacing and heat treatment // *Welding International*. – 2003. – Vol. 17, no. 2. – P. 139–146.
3. Шевченко О.И. Формирование первичной структуры и свойств покрытий по схеме «режим + воздействие» при плазменной наплавке // *Вестник УГТУ–УПИ*. – 2004. – № 16 (46). – С. 216–223.
4. Гаврилова Т.М. Интенсификация процессов упрочнения посредством ультразвука. Ч. 2. Применение ультразвука при наплавке / Нижнетагил. технолог. ин-т. – Нижний Тагил, 2009. – 186 с.
5. Шевченко О.И. Плазменная наплавка и ультразвук // *Тяжелое машиностроение*. – 2004. – № 6. – С. 26–27.
6. Геометрические параметры и структура, наплавленного в ультразвуковом поле слоя / Т.М. Гаврилова, Г.Е. Трекин, О.И. Шевченко, В.М. Фарбер // *Изв. вузов. Черная металлургия*. – 2001. – № 6. – С. 39–41.
7. Структура зоны термического влияния низкоуглеродистой стали при плазменной наплавке в ультразвуковом поле / Н.В. Лакеева, О.И. Шевченко, Г.Е. Трекин, Т.М. Гаврилова // *Научные труды XVI Уральской Международной конференции молодых ученых по приоритетным направлениям развития науки и техники: сб. ст.: в 4 ч. / Урал. гос. техн. ун-т – Урал. политехн. ин-т. – Екатеринбург, 2009. – Ч. 2. – С. 172–176.*
8. Лакеева Н.В., Шевченко О.И., Трекин Г.Е. Формирование трещин в зоне термического влияния низкоуглеродистой стали при плазменной наплавке в ультразвуковом поле // *Материалы 67 Международной научно-технической конференции: сб. докл.: в 2 т. – Магнитогорск, 2009. – Т. 1. – С. 172–174.*

Получено 10.11.2014

Шевченко Олег Игоревич (Нижний Тагил, Россия) – доктор технических наук, кафедра машиностроительных и металлургических технологий Нижнетагильского технологического института (филиала) Уральского Федерального университета им. первого Президента России Б.Н. Ельцина; e-mail: shevchenko_oleg@mail.ru

Трекин Григорий Евгеньевич (Нижний Тагил, Россия) – кандидат технических наук, кафедра машиностроительных и металлургических технологий Нижнетагильского технологического института (филиала) Уральского Федерального университета им. первого Президента России Б.Н. Ельцина; e-mail: trekin1963@yandex.ru

Shevchenko Oleg (Nizhny Tagil, Russian Federation) – Doctor of Technical Sciences, Machine building and metallurgical technologies faculty, Nizhny Tagils Technology Institute (department) of Ural Federal University; e-mail: shevchenko_oleg@mail.ru

Trekin Grigoriy (Nizhny Tagil, Russian Federation) – Ph.D. in Technical Sciences, Associate Professor, Machine building and metallurgical technologies faculty, Nizhny Tagils Technology Institute (department) of Ural Federal University; e-mail: trekin1963@yandex.ru