



## СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В МЕТАЛЛЕ ЗТВ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛИ Х60 ПРИ ПОДВОДНОЙ СВАРКЕ

**С. Ю. МАКСИМОВ, В. С. БУТ, В. Г. ВАСИЛЬЕВ**, кандидаты техн. наук  
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),  
**С. М. ЗАХАРОВ**, канд. физ.-мат. наук, **Н. В. ЗАЙЦЕВА**, канд. техн. наук  
(Ин-т металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины)

На основе анализа диаграммы анизотермического превращения аустенита и результатов металлографических исследований оценен фазовый состав и микроструктура зоны термического влияния сварных соединений стали Х60, выполненных под водой. Установлено, что при скоростях охлаждения, характерных для условий сварки под водой, в металле ЗТВ неизбежно образуется мартенситная структура, определяющая хрупкий характер разрушения сварного соединения под действием внешней нагрузки.

*Ключевые слова:* подводная сварка, низколегированные стали, металл ЗТВ, скорость охлаждения, структурные превращения, холодные трещины

Низколегированные стали повышенной прочности типа Х60, благодаря комплексу своих механических свойств, приемлемой коррозионной стойкости и хорошей свариваемости [1], широко применяются при строительстве трубопроводных систем. Однако несмотря на актуальность применения подводной сварки при ремонте металлоконструкций, эксплуатируемых под водой, свариваемость этих сталей в водной среде практически не изучена.

С целью определения возможности применения мокрой дуговой сварки для импортной стали марки Х60 проанализирована диаграмма ее анизотерми-

ческого превращения и методами оптической и растровой электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа и дюриметрии исследованы фазовый состав и структура металла ЗТВ соединений, выполненных под водой.

Для проведения металлографических исследований в лабораторном бассейне на глубине 1 м водолазом-сварщиком выполнены наплавки на пластины из стали Х60 толщиной 14 мм порошковой проволокой ферритного типа ППС-АН1 на следующем режиме:  $I_{св} = 180...200$  А,  $U_{д} = 30...32$  В, ток обратной полярности.

Измерения микротвердости показали, что в металле ЗТВ в непосредственной близости от линии сплавления происходит упрочнение металла до



Рис. 1. Фрактограмма излома образца после испытаний на ударный изгиб: *а* — участок зарождения магистральной трещины; *б* — хрупкое разрушение на участке крупнозернистого мартенсита в металле ЗТВ; *в* — разрушение в области бейнитной структуры металла ЗТВ; *а, в* —  $\times 300$ ; *б* —  $\times 3000$

уровня *HV* 280, т. е. не менее чем в 1,5 раза по сравнению с основным металлом в исходном состоянии. Наблюдается структура крупнозернистого мартенсита (размер аустенитных зерен составляет примерно 0,1 мм). В этих участках структуры обнаружены достаточно крупные трещины, которые располагаются по границам аустенитных зерен. Характер расположения трещин позволяет предположить, что их образование связано с остановкой быстрорастущих внутри аустенитного зерна мартенситных кристаллов.

По мере удаления от линии сплавления размер мартенситных зерен уменьшается (подобно сварке на воздухе) и крупнозернистая мартенситная структура последовательно сменяется на структуру более дисперсного мартенсита, затем бейнита и на периферии ЗТВ — перлита. В перлитной структуре микротрещин, являющихся потенциальными очагами катастрофического разрушения, практически не наблюдается. Рентгенографическим анализом в металле ЗТВ регистрируются исключительно линии ОЦК-твердого раствора железа, что подтверждает данные металлографии о преимущественном характере мартенситного превращения в стали X60 при сварке под водой.

С целью определения характера разрушения сварного соединения под действием внешней нагрузки проведены испытания на ударный изгиб образцов без надреза в виде темплетов, вырезанных поперек шва. Разрушение инициировалось на участке перехода от металла шва к основному металлу. Образцы разрушались при очень низких значениях ударной вязкости — 6,7... 11,6 Дж/см<sup>2</sup>. Такой уровень однозначно свидетельствует о наличии очагов разрушения — хрупких мартенситных структур, микротрещин и т. п., образовавшихся при сварке [2].

Траектория развития трещины соответствует наиболее ослабленным участкам металла ЗТВ. Разрушение инициируется в зоне перехода наплавленного металла к основному. При этом, согласно фрактограмме, оно носит вязкий характер. Образующиеся под действием внешней нагрузки вязкие трещины размером 0,5... 2 мм могут служить эффективными концентраторами напряжений и инициировать разрушение других областей металла ЗТВ. Области, которые являются одним из основных очагов последующего катастрофического разрушения, показаны на рис. 1, а.

Второй характерной зоной разрушения сварного соединения является зона со структурой крупнозернистого мартенсита. Характер излома в ней (рис. 1, б) является исключительно хрупким. Наличие в этой зоне зародышевых микротрещин, сложное напряженное состояние и высокая дефектность структуры существенно облегчают развитие в ней магистральной трещины, а также зарождение разрушения непосредственно в зоне мартенситных кристаллов.

На границах и за пределами ЗТВ хрупкое разрушение последовательно сменяется хрупковязким, а затем и чисто вязким.

Важной особенностью фрактограмм является наличие специфических микротрещин, располо-

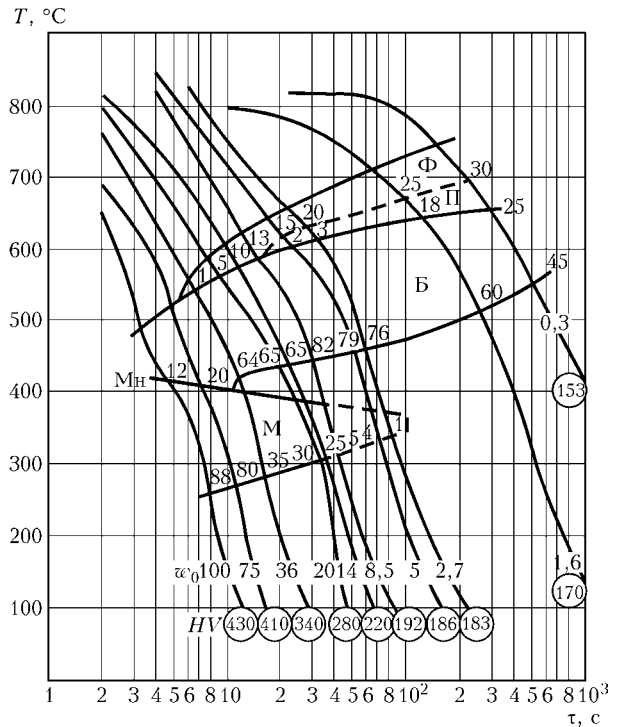


Рис. 2. Диаграмма анизотермического превращения стали типа X60 в зависимости от скорости охлаждения образцов  $\alpha_0$  (°C/с): *HV* — твердость; *M* — мартенсит;  $M_n$  — начало мартенситного превращения; *B* — бейнит; *P* — перлит;  $\Phi$  — феррит; цифрами обозначено количество соответствующей структурной составляющей

женных под углом к распространению магистральной трещины (рис. 1, в). Наиболее часто они встречаются в областях с бейнитной структурой вблизи границ ЗТВ.

Выполненное металлографическое исследование металла ЗТВ однозначно показывает, что условия нагрева и охлаждения при подводной сварке принципиальным образом меняют структуру и свойства сварного соединения по сравнению со сваркой на воздухе. В 2...3 раза уменьшаются размеры ЗТВ, возрастает ее твердость, формируются закалочные структуры и образуются трещины, т. е. происходит деградация структуры и контролируемых ею механических свойств сварного соединения. Очевидно, что степень деградации свойств той или иной области сварного соединения зависит от ее фазового состава, который прежде всего определяется максимальной температурой нагрева и скоростью последующего охлаждения, т. е. термическим циклом сварки.

На рис. 2 приведена диаграмма анизотермического превращения стали X60 в зависимости от скорости охлаждения в интервале температур 800... 500 °C в диапазоне 100... 0,3 °C/с. В исследованном диапазоне скоростей охлаждения превращение аустенита происходит в мартенситной, бейнитной, ферритной и перлитной областях. Особенностью диаграммы является наличие широкой бейнитной области во всем диапазоне скоростей охлаждения. Это свидетельствует о неизбежном формировании этой структурной составляющей как основной в широком диапазоне скоростей охлаждения. Даже при таких незначитель-

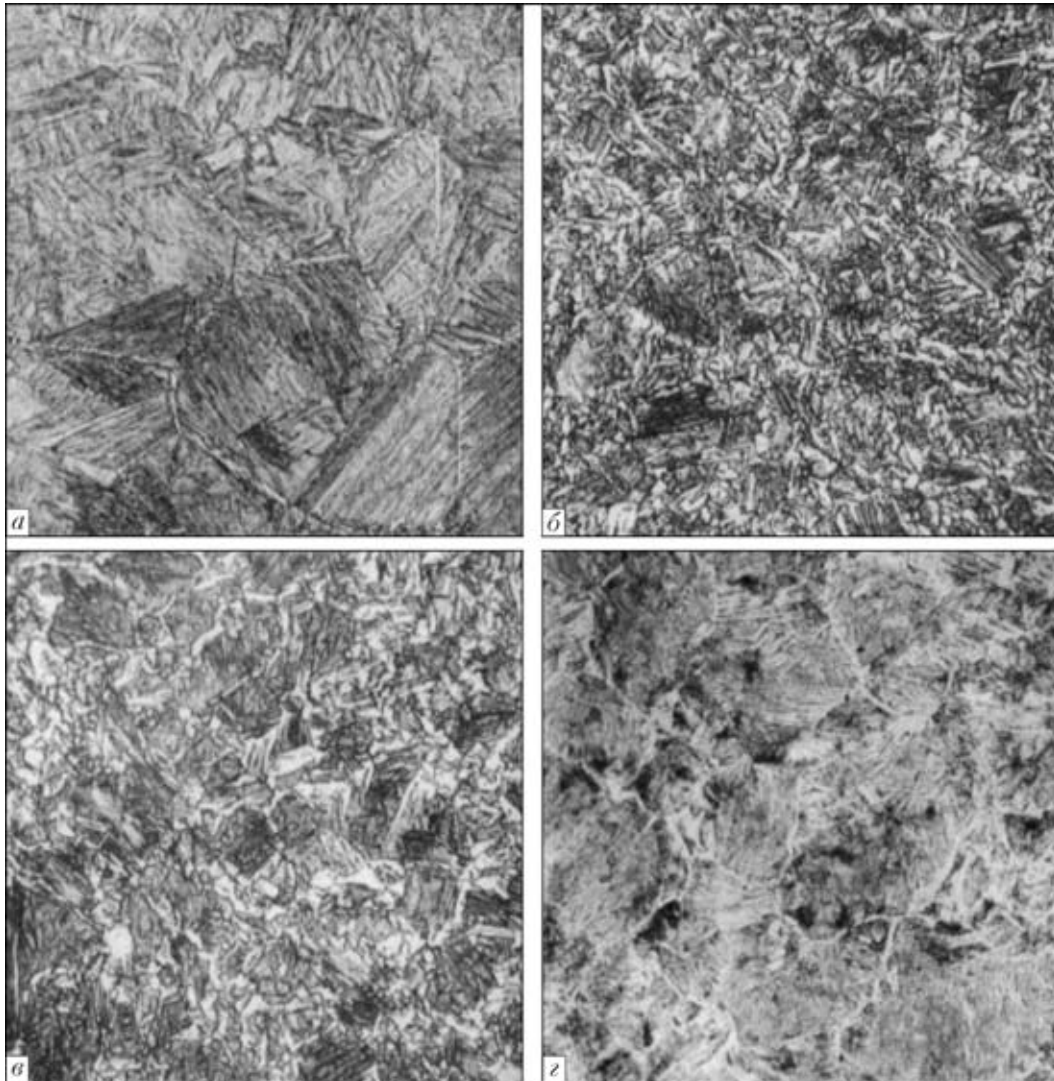


Рис. 3. Микроструктура стали типа Х60 в зависимости от скорости охлаждения ( $\times 320$ ): а – 75; б – 20; в – 5; г – 1,6 °С/с

ных скоростях, как 1,6...0,3 °С/с, доля бейнита в структуре составляет 60...45 %.

Ферритное и перлитное преобразования определяются достаточно узкими областями диаграммы, что свидетельствует о сравнительно невысокой вероятности формирования ферритной и перлитной составляющих в неравновесных условиях образования структуры металла ЗТВ. Этот факт подтверждается относительно малыми долями упомянутых выше составляющих в конечной структуре: до 10 % при  $w_{8/5} = 36...14$  и до 20 при  $w_{8/5} = 5...2,7$  °С/с. Только при скоростях охлаждения, меньших 0,3 °С/с, ферритные и перлитные составляющие занимают существенный объем в металле ЗТВ (почти половину). Характерный вид микроструктуры при разных скоростях охлаждения приведен на рис. 3.

В соответствии с выводами работ [3, 4] сталь считается предрасположенной к образованию холодных трещин при дуговой сварке, если содержание мартенситной составляющей в структуре металла ЗТВ превышает 50 % и интегральная твердость по Виккерсу в металле ЗТВ достигает  $HV 350$ . На рис. 4 показана зависимость доли мартенситной составляющей и твердости от ско-

рости охлаждения в интервале температур 800...500 °С, полученная на основе анализа диаграммы, приведенной на рис. 2. Как видно из рисунка, 50 % мартенсита образуется при  $w_{8/5} > 49$ , а твердость  $HV 350$  при  $w_{8/5} > 41$  °С/с. Таким образом, можно считать, что во время сварки реальных объектов из стали типа Х60 исключается опасность образования холодных трещин, если скорость охлаждения металла ЗТВ не превышает 41 °С/с. При скорости охлаждения порядка 100 °С/с, характерной для условий сварки под водой [5], содержание мартенсита достигает 88 %, а твердость  $HV 430$ , что свидетельствует о высокой вероятности образования холодных трещин.

Сопоставление результатов проведенного анализа с металлографическими исследованиями позволяет заключить, что реальный термический цикл при подводной сварке стали Х60 обуславливает риск образования трещин в большей части объема металла ЗТВ, однако, как было отмечено выше, большая часть зародышевых трещин наблюдается на границах ЗТВ в областях с бейнитной структурой. Это позволяет утверждать, что, помимо термического, имеет место и иной фактор, влияющий на образование трещин в металле ЗТВ. Учитывая

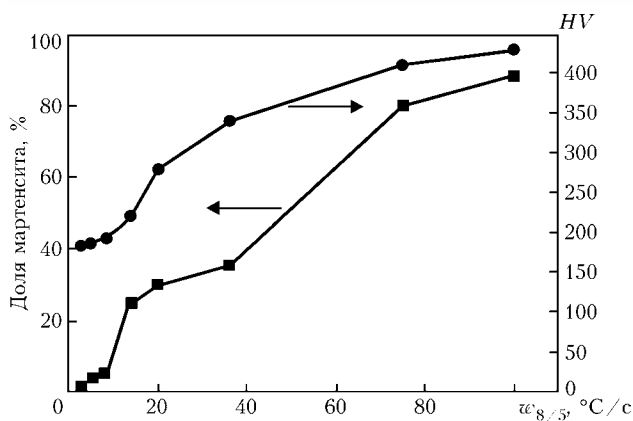


Рис. 4. Влияние скорости охлаждения на долю мартенсита в металле ЗТВ стали X60 и его твердость

условия горения электрической дуги под водой, таким фактором можно считать насыщение металла ЗТВ водородом и появлением, вследствие этого, водородной хрупкости [6].

Результаты численных исследований перераспределения водорода в сварных соединениях, выполненных под водой [7], свидетельствуют о повышении концентрации водорода в металле ЗТВ вблизи линии сплавления. Как показали приведенные выше результаты металлографических исследований, именно в этой зоне возникает весьма дефектная мартенситная структура, содержащая значительное количество потенциальных ловушек для диффундирующего сюда водорода. При наличии микротрещин и других несплошностей, а также развитых поверхностей раздела водород, диффундирующий в металл ЗТВ, заполняет внутренние полости в металле и молизуется в них. В случае приложения внешней растягивающей нагрузки внутреннее давление водорода суммируется с ней и при условии формирования напряженного состояния, соответствующего условиям разрушения по теории Гриффитса [8], вызывает рост трещины.

Evaluation of phase composition of the HAZ microstructure in welded joints of steel X60, made under the water, was performed proceeding from analysis of the diagram of anisothermal transformation of austenite and results of metallographic examination. It is established that at cooling rates characteristic for the conditions of underwater welding, the HAZ inevitably develops a martensitic structure determining the brittle nature of welded joint fracture under the impact of external load.

Возможно и иное объяснение разрушения металла при насыщении его водородом, например, на основе теории локализации пластической деформации в областях с растворенным водородом и разрушение как следствие неоднородной деформации [9].

Таким образом, в условиях мокрой подводной сварки низколегированных сталей, склонных к закалке, вероятность образования холодных трещин в металле ЗТВ очень высока. Учитывая весьма ограниченные возможности снижения скорости охлаждения в результате повышения погонной энергии сварки, для решения указанной проблемы необходимо уменьшить поступление водорода в металл ЗТВ, что возможно путем применения либо специальных технологических приемов, либо электродных материалов, обеспечивающих аустенитную структуру металла шва.

1. Wegst C. W. Stahlschlüssel. Verlag Stahlschlüssel Wegst GmbH, 1995. — 660 p.
2. Лукьянов В. Ф., Напрасников В. В. Влияние типа инициатора разрушения на развитие трещин в сварных соединениях // Свароч. пр-во. — 1983. — № 5. — С. 3–5.
3. Макаров Э. Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей. — М.: Машиностроение, 1981. — 247 с.
4. Сеферьян Д. Металлургия сварки. — М.: Машгиз, 1963. — 347 с.
5. Чигарев В. В., Устинов А. В. Расчетно-экспериментальная оценка возможности уменьшения скорости охлаждения металла ЗТВ при подводной мокрой сварке // Автомат. сварка. — 2000. — № 5. — С. 25–30.
6. Морозов А. Н. Водород и азот в стали. — М.: Металлургиздат, 1980. — 252 с.
7. Махненко В. И., Максимов С. Ю., Королева Т. В. Исследование особенностей переноса водорода при подводной сварке плавлением конструкционных сталей // Автомат. сварка. — 2004. — № 1. — С. 12–22.
8. Banmann H., Behrens U., Bethe K. Analysis of hydrogen in solids // Nucl. Phys. Meth. Mater. Res.: Proc. 7 Div. conf. (Darmstand, 23–26 Sept., 1980). — Weisbaden, 1980. — P. 337–339.
9. Gavriljuk V. G., Shivanjuk V. N., Foct J. Diagnostic experimental results on the hydrogen embrittlement of the austenitic steel // Acta Materialia. — 2003. — 51. — P. 1293–1305.

Поступила в редакцию 12.10.2005