

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ, ВЫПОЛНЕННЫХ РАЗЛИЧНЫМИ СПОСОБАМИ СВАРКИ, НА ИХ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА*

Л. И. МАРКАШОВА, В. Д. ПОЗНЯКОВ, В. Д. ШЕЛЯГИН, Е. Н. БЕРДНИКОВА,
А. В. БЕРНАЦКИЙ, Т. А. АЛЕКСЕЕНКО

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

На основе исследований особенностей формирования структурных параметров в сварных соединениях высокопрочной стали, выполненных различными способами сварки плавлением (лазерной, дуговой и гибридной лазерно-дуговой) сделаны оценки влияния формирующихся структур и фазовых составляющих на изменение наиболее значимых механических свойств сварных соединений. Показана роль структурных факторов (легирования, фазовых составляющих, зеренной, субзеренной структуры, распределения и плотности дислокаций, фазовых выделений, их размеров и характера распределения) в обеспечении оптимальных свойств сварных соединений и их эксплуатационной надежности. Показано, что наиболее значимыми структурно-фазовыми параметрами и факторами, обеспечивающими в эксплуатационных условиях необходимый комплекс свойств сварных соединений — прочность (σ_r), вязкость разрушения (K_{IC}) и трещиностойкость ($\tau_{вн}$), являются мелкозернистость зеренной и субзеренной структуры; диспергирование фазовых выделений при равномерном их распределении; отсутствие протяженных дислокационных скоплений — потенциальных концентраторов внутренних напряжений (зон зарождения и распространения трещин). Библиогр. 23, рис. 6.

Ключевые слова: лазерная сварка, дуговая сварка, гибридная лазерно-дуговая сварка, высокопрочная сталь, сварные соединения, структура, фазовый состав, механические свойства, вязкость разрушения, трещиностойкость

В мировой практике, при изготовлении металлоконструкций тяжелонагруженных машин и механизмов широко применяются высокопрочные стали с пределом текучести 700 МПа и выше. Как правило, сварные соединения, изготовленные из таких сталей, хорошо сопротивляются статическим и динамическим нагрузкам как при положительных, так и при отрицательных температурах [1–5].

Для изготовления сварных конструкций из высокопрочных сталей чаще всего используется механизированная или автоматизированная сварка в среде защитных газов, преимущественно смесь на основе аргона с добавками 18...22 % углекислого газа. Реже для этих целей применяется автоматическая сварка под слоем флюса. При ремонте и монтаже конструкций из высокопрочных сталей все еще широко используется ручная дуговая сварка покрытыми электродами.

Как правило, для механизированной сварки в среде защитных газов применяются сплошные и порошковые проволоки малого диаметра (1,2...1,4 мм), а также ограничения режимов сварки ($I_{св} = 160...220$ А; $U_d = 21...28$ В; $v_{св} =$

$= 12...25$ м/ч). При таких условиях сварки скорость охлаждения металла ЗТВ сварных соединений ($w_{6/5}$) в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита (для высокопрочных сталей это 600...500 °С) может изменяться в широких пределах, от 10 до 40 °С/с. Это позволяет обеспечить металлу шва сварных соединений высокопрочных сталей требуемую прочность, пластичность и ударную вязкость, в том числе и при отрицательных температурах.

Главный недостаток указанного процесса сварки заключается в низкой его производительности. Поэтому в последнее время, применительно к сварке высокопрочных сталей, активно ведется поиск новых, более производительных процессов. К таким процессам могут быть отнесены лазерная и гибридная лазерно-дуговая сварки. По сравнению с дуговой сваркой эти процессы позволяют увеличить производительность сварки в несколько раз [6–8]. Достигается это как за счет увеличения мощности источника лазерного излучения, так и за счет увеличения скорости его перемещения вдоль стыка до 50...110 м/ч.

Однако, как известно [9–11], изменение технологических режимов сварки может привести к существенным изменениям структуры металла

* В работе принимали участие А. В. Сиора, Е. В. Половецкий.

* По материалам доклада на VIII Международной конференции «Лучевые технологии в сварке и обработке материалов», 10–16 сентября 2017 г., Одесса).

швов и ЗТВ сварных соединений, а соответственно и к изменению их механических свойств. Применительно к высокопрочным сталям эти вопросы остаются мало изученными.

В связи с этим целью представленной работы являлось: исследование влияния структуры и фазового состава металла в зоне сварки в соединениях высокопрочной стали, выполненных различными способами сварки (дуговая, гибридная лазерно-дуговая, лазерная), на изменение наиболее значимых эксплуатационных свойств сварных соединений.

Для решения поставленных задач выполнены исследования на всех структурных уровнях (методами оптической металлографии, растровой и просвечивающей электронной микроскопии) изменений структурно-фазового состояния, а также плотности дислокаций в различных зонах сварных соединений, при различных сварочных режимах. На базе выполненных экспериментальных исследований сделана аналитическая оценка роли структурно-фазовых изменений в металле соединений на формирование наиболее значимых эксплуатационных свойств сварных соединений: прочности (σ_T), вязкости разрушения (K_{IC}), а также трещиностойкости, обусловленной уровнем локальных внутренних напряжений ($\tau_{вн}$) с учетом распределения плотности дислокаций (ρ).

Материалы и методики исследований. Исследования выполнены на образцах высокопрочной стали 14ХГН2МДАФБ (мас. %: 0,183 С; 1,19 Cr; 0,98 Mn; 2,07 Ni; 0,22 Mo; 0,08 V; 0,33 Si; не более 0,018 P и 0,005 S) толщиной до 10 мм. В случае дуговой и гибридной лазерно-дуговой сварки использовали сварочную проволоку сплошного сечения марки Св-10ХН2ГСМФТЮ (мас. %: $\leq 0,1$ С; 0,7 Cr; 0,4 Mn; 0,22 Mo; 0,15 V; 0,24 Si; 0,007 S). Лазерную сварку осуществляли без использования присадочных материалов. Сварные соединения получали на следующих режимах сварки.

Дуговая сварка. Сварка осуществлялась в жестком контуре при скоростях сварки: 1-й режим — $v_{св} = 18$ м/ч; 2-й режим — 30 м/ч; 3-й режим — 40 м/ч; 4-й режим — 50 м/ч. Скорость охлаждения металла ЗТВ в интервале температур 600...500 °С соответственно составляла: $w_{6/5} \approx 10...12$ °С/с; 19...22; 25...28; 38; $I_{св} = 220...240$ А; $U_d = 30...32$ В.

Гибридная лазерно-дуговая сварка: 1-й режим — $v_{св} = 72$ м/ч, $I_{св} \sim 125$ А, $U_d \sim 23$ В; 2-й режим — $v_{св} = 90$ м/ч, $I_{св} \sim 150$ А, $U_d \sim 25$ В; 3-й режим — $v_{св} = 110$ м/ч, $I_{св} \sim 200$ А, $U_d \sim 26$ В. Приведенные режимы обеспечивают охлаждение металла ЗТВ в интервале температур 600...500 °С со скоростью $w_{6/5} \approx 58...62$ °С/с. В качестве источника лазерного излучения использовали Nd:

YAG-лазер DY 044 (Rofin Synar, Германия) мощностью излучения до 4,4 кВт и защитный газ (смесь Ar + CO₂ с расходом 15...20 л/мин).

Лазерная сварка. Сварные соединения получали в условиях различных скоростей сварки: 1-й режим — $v_{св} = 18$ м/ч; 2-й режим — $v_{св} = 30$ м/ч; 3-й режим — $v_{св} = 50$ м/ч и, соответственно, скоростей охлаждения металла ЗТВ: $w_{6/5} \approx 28; 50; 103$ °С/с.

Методы структурных исследований. Исследования структурно-фазовых и концентрационных изменений химических элементов, характера распределения и плотности дефектов кристаллической решетки в металле шва и ЗТВ сварных соединений изучали с использованием комплекса экспериментальных методов современного физического металловедения, включая оптическую металлографию (микроскопы «Versamet-2» и «Neophot-32»), аналитическую растровую электронную микроскопию (SEM-515, фирмы PHILIPS, Нидерланды) и просвечивающую электронную микроскопию (JEM-200CX, фирмы JEOL, Япония) (рис. 1). Твердость измеряли на микротвердомере М-400 фирмы «Лесо» при нагрузке 0,1 кг.

Результаты исследований. Изменения структурно-фазового состава в зоне сварки свариваемого материала (сталь 14ХГН2МДАФБ) в зависимости от режимов сварки представлены на рис. 2 и 3. Так, в случае дуговой сварки ($v_{св} = 18...50$ м/ч) в металле швов (рис. 2, а; рис. 3, а, б) наблюдается формирование структурного состояния следующего типа: до 45...65 % бейнита верхнего (B_v); 5...10 % мартенсита (М); 10...20 % феррита (Ф) и 10...35 % бейнита нижнего (B_n). При переходе к участку перегрева (I ЗТВ) наблюдаются следующие изменения типов структур и их объемной доли: 20...45 % B_v ; 15...20 % М; 5 % Ф и 30...45 % B_n с характерной структурой основного металла бейнитно-ферритного типа. При этом, в случае $v_{св} = 18$ м/ч в металле шва вдоль межзеренных границ, преимущественно по границам B_v , формируются протяженные дислокационные скопления до $\rho = (1...2) \cdot 10^{11}$ см⁻², что создает в таких элементах структуры высокий градиент плотности дислокаций (рис. 2, а). Такие структурные изменения могут приводить к неравномерному уровню механических свойств по зоне сварки и снижению трещиностойкости сварных соединений.

Таким образом, наиболее существенные (с точки зрения снижения трещиностойкости) структурно-фазовые изменения (крупнозернистая градиентная структура преимущественно B_v) характерны для сварных соединений, выполненных на режимах дуговой сварки при $v_{св} = 18$ м/ч.

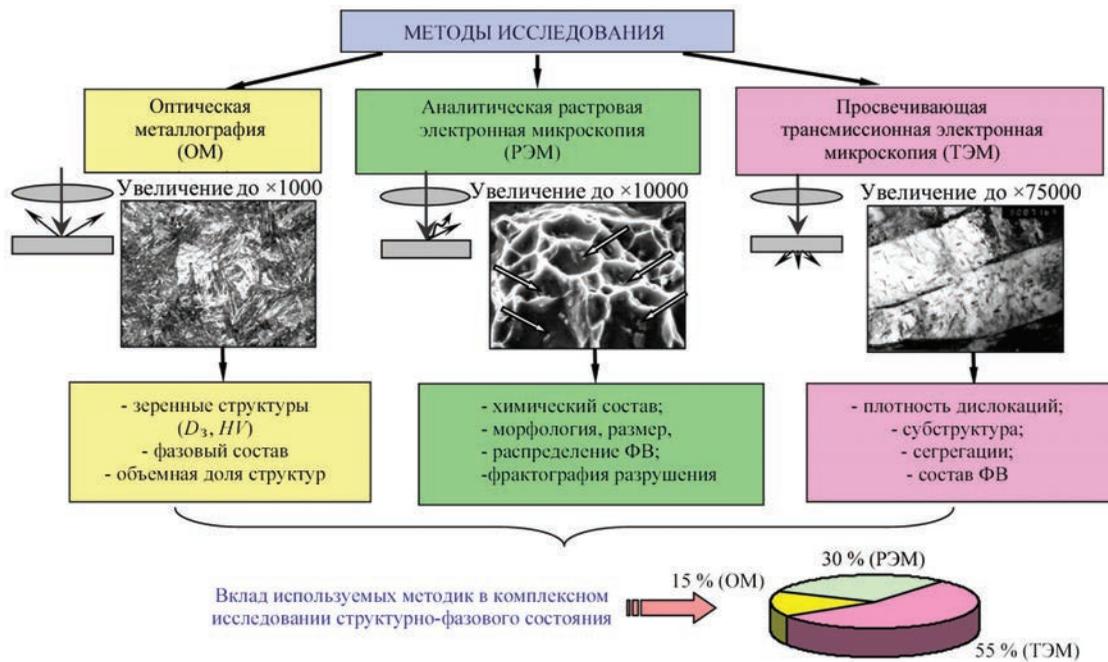


Рис. 1. Блок-схема комплексных методов исследований

Исследованиями структуры и фазового состава сварных соединений стали 14ХГН2МДАФБ при гибридной лазерно-дуговой сварке показано, что при переходе от $v_{св} = 72$ до 110 м/ч фазовый состав металла швов и участка перегрева ЗТВ сохраняется аналогичным (бейнитно-мартенситный), однако заметно уменьшается объемная доля B_n (до 10...20 %). В случае перехода к $v_{св} = 110$ м/ч увеличивается интегральное значение дислокационной плотности до $\rho = 1,5 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ и формируется преимущественно структура B_v .

Наиболее равномерное распределение дислокационной плотности ($\rho = (4...6) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) характерно для структур B_n при $v_{св} = 72$ м/ч (рис. 2, б; рис. 3, в, г).

В случае лазерной сварки исследованиями показано, что при увеличении скорости сварки от $v_{св} = 18$ до 50 м/ч изменяется фазовый состав металла шва от бейнитно-ферритного до бейнитно-мартенситного (рис. 3, д, е). Причем, и это следует подчеркнуть, формируется преимущественно мелкозернистая равноосная зеренная структура B_n в условиях равномерного перераспределения объ-

емной плотности дислокаций ($\rho = (8...9) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) (рис. 2, в).

Таким образом, исследования показали, что в условиях изменения режимов сварки (от дуговой до гибридной и лазерной) изменяется соотношение формирующихся в зонах сварки фазовых составляющих (B_n, B_v, M), их параметров, объемной доли, а также плотности и распределения дислокаций. Так, в условиях дуговой сварки формируются преимущественно структуры B_v при общем увеличении размеров зеренной, субзеренной структур с неравномерным распределением плотности дислокаций. Переход к режимам гибридной лазерно-дуговой и лазерной сварки способствует преимущественному формированию структур B_n при значительном измельчении зерна, субзерна с равномерным распределением объемной и зерно-границной плотности дислокаций.

Аналитические оценки эксплуатационных свойств сварных соединений. На базе исследований структурно-фазовых изменений при различных режимах сварки выполнены аналитические оценки наиболее значимых эксплуатационных

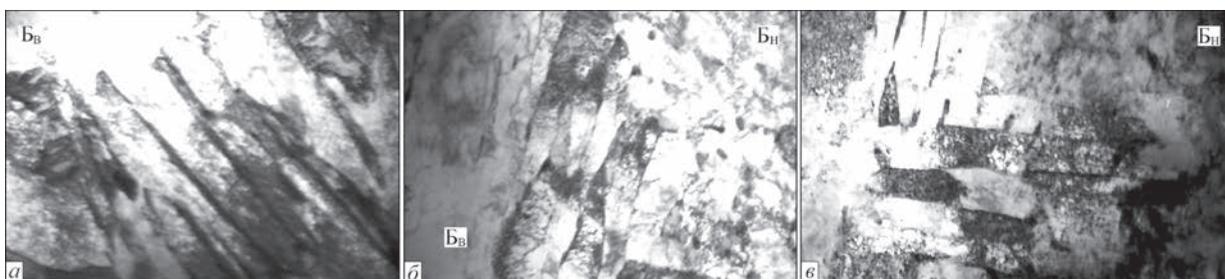


Рис. 2. Тонкая структура ($\times 30000$) металла швов сварных соединений в условиях различных режимов сварки: а — дуговая; б — гибридная лазерно-дуговая; в — лазерная

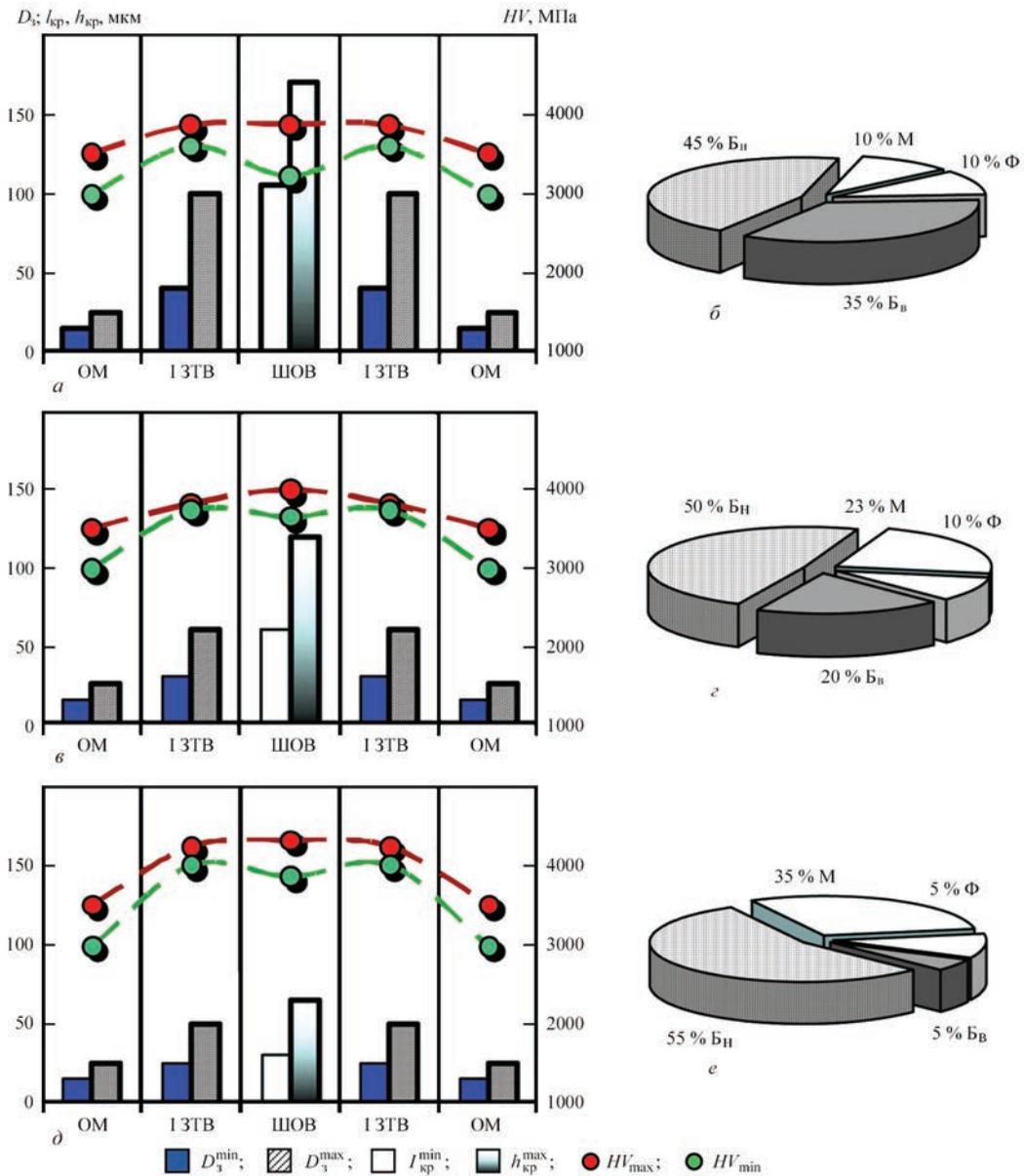


Рис. 3. Изменение структурных параметров формирующихся фазовых составляющих (B_H , B_B , Φ , M) при различных режимах сварки (*a*, *б* — дуговая, $v_{св} = 40$ м/ч; *в*, *з* — гибридная лазерно-дуговая, $v_{св} = 72$ м/ч; *д*, *е* — лазерная, $v_{св} = 50$ м/ч); *a*, *в*, *д* — изменение размеров зерен (D_3), ширины ($h_{кр}$) и длины ($l_{кр}$) кристаллитов, микротвердости (HV) в основном металле (OM), в металле швов (ШОВ), участках крупного зерна (I ЗТВ); *б*, *з*, *е* — объемная доля (%) фазовых составляющих

свойств сварных соединений — показателей прочности, вязкости и трещиностойкости [12–18].

Аналитические оценки упрочнения $\sum \sigma_T$ проводили согласно известным зависимостям Холла–Петча, Орована и др. [14–19]: $\sum \sigma_T = \Delta \sigma_0 + \Delta \sigma_{тр.р.} + \Delta \sigma_3 + \Delta \sigma_c + \Delta \sigma_d + \Delta \sigma_{д.у.}$, где $\Delta \sigma_0$ — сопротивление типа решетки металла движению свободных дислокаций (напряжение трения решетки или напряжение Пайерлса–Набарро); $\Delta \sigma_{тр.р.}$ — упрочнение твердого раствора легирующими элементами (зависимость Мотта–Набарро); $\Delta \sigma_3$, $\Delta \sigma_c$ — упрочнение за счет изменения величины зерна и субзерна (зависимость Холла–Петча); $\Delta \sigma_d$ — дислокационное упрочнение, обусловленное

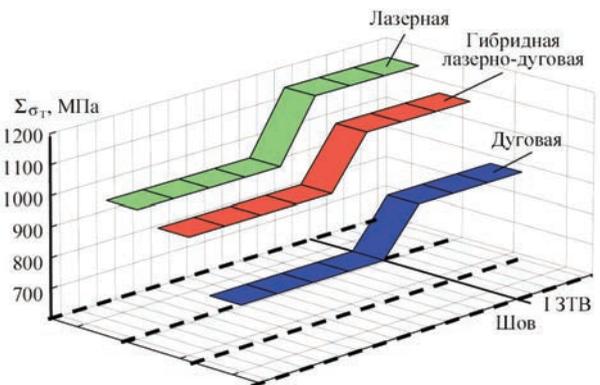


Рис. 4. Изменение средней расчетной величины $\sum \sigma_T$ по зонам сварных соединений (I ЗТВ) (шов, I ЗТВ) стали 14ХГН2МДАФБ при различных режимах сварки

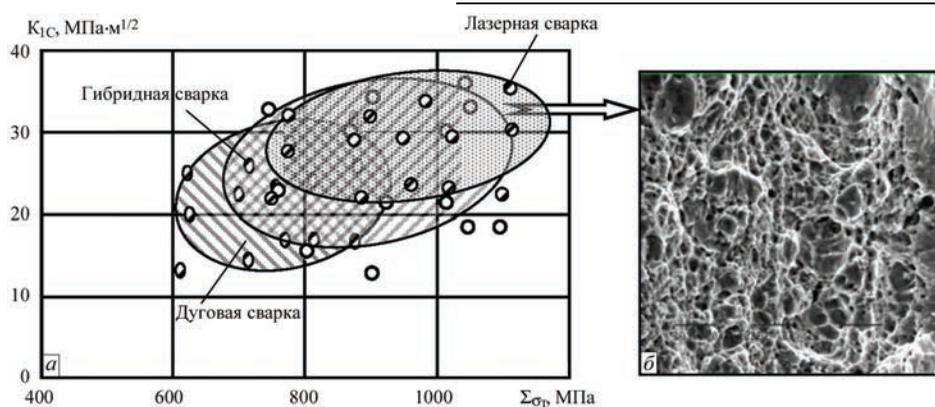


Рис. 5. Изменение расчетных значений прочности $\Sigma\sigma_T$ и вязкости K_{1C} (а) металла сварных швов при дуговой сварке, гибридной лазерно-дуговой, лазерной и фрактограмма (б) вязкого разрушения сварного соединения, полученного лазерной сваркой ($\times 2020$)

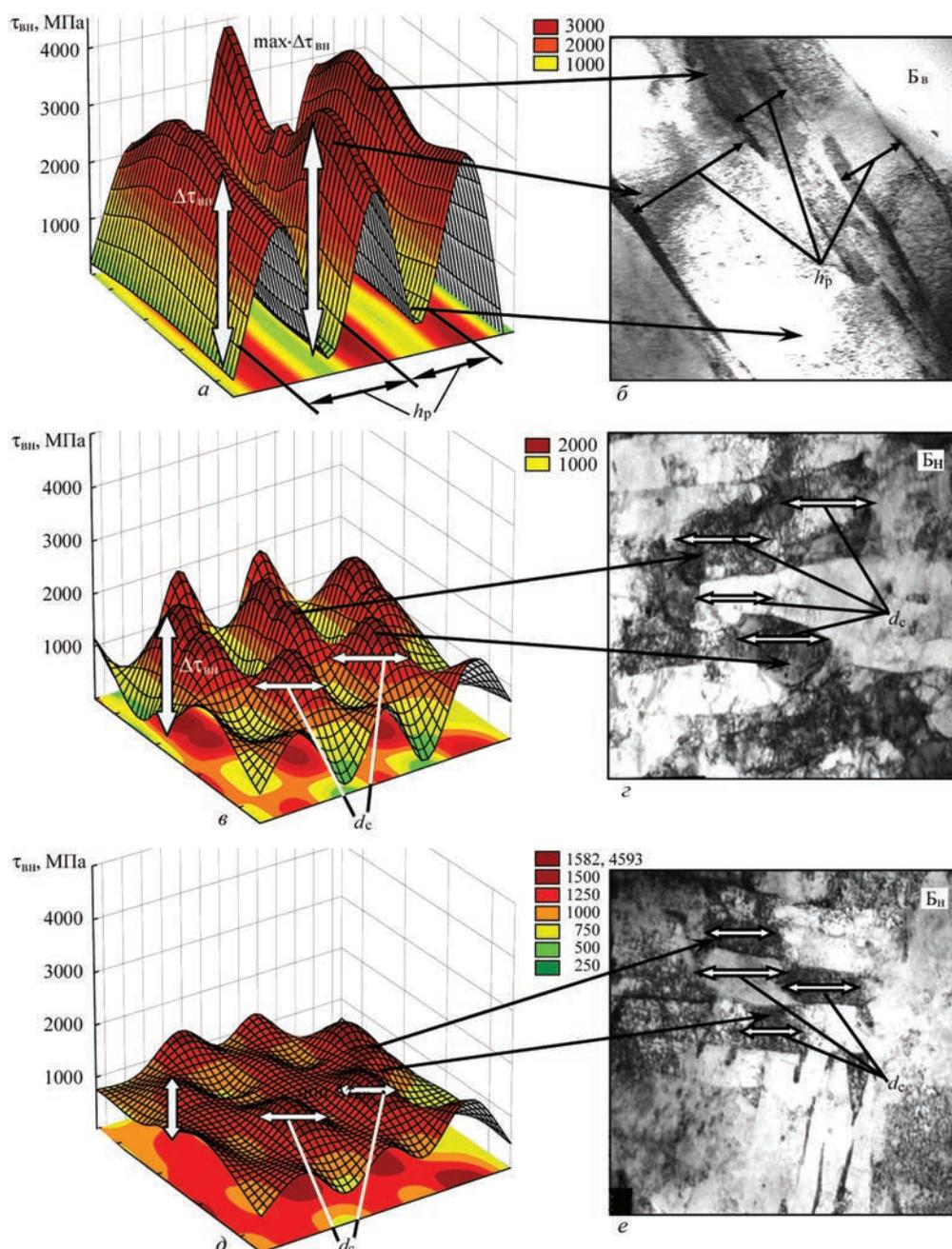


Рис. 6. Распределение локальных внутренних напряжений ($\tau_{вн}$) в металле сварных соединений в структурных зонах: а, б — B_B при дуговой сварке; в, з — B_H при гибридной лазерно-дуговой сварке; д, е — B_H при лазерной сварке (б, з, е, $\times 30000$)

междислокационным взаимодействием, по теории Дж. Тейлора, А. Зегера, Н. Мотта и Г. Хирша; $\Delta\sigma_{д.у.}$ — дисперсионное упрочнение за счет дисперсных фазовых составляющих по Оровану.

Расчетные значения показателей вязкости разрушения K_{1C} , оценивали по зависимости Краффта [20]: $K_{1C} = (2E\sigma_T\delta_k)^{1/2}$, где E — модуль Юнга; σ_T — расчетная величина упрочнения; δ_k — значение критического раскрытия трещины (согласно данным параметров субструктуры).

Из анализа различных подходов к механизмам зарождения трещин и разрушения материалов выбрана оценка на базе дислокационной теории кристаллических твердых тел с учетом характера дислокационной структуры и ее распределения (дислокационные скопления либо равномерное распределение дислокаций) [21–23]. Поле внутренних напряжений, создаваемое дислокационной структурой (плотностью дислокаций) определяется зависимостью $\tau_{вн} = Gbh\rho/[\pi(1-\nu)]$, где G — модуль сдвига; b — вектор Бюргерса; h — толщина фольги; ν — коэффициент Пуассона; ρ — плотность дислокаций [22].

В результате выполненных оценок установлено следующее. В условиях дуговой сварки ($v_{св} = 40$ м/ч) в металле шва и ЗТВ, соответственно, расчетное значение $\sum\sigma_T = 741 \dots 890$ МПа (рис. 4). При этом показатель вязкости разрушения K_{1C} составляет около $12 \dots 32$ МПа·м^{1/2} (рис. 5). В условиях режимов гибридной лазерно-дуговой ($v_{св} = 72$ м/ч) и лазерной сварки ($v_{св} = 50$ м/ч) $\sum\sigma_T = 850 \dots 1080$ МПа и $\sum\sigma_T = 900 \dots 1120$ МПа, соответственно, при повышении (на 10...20 %) уровня вязкости разрушения (рис. 5). Последнее обусловлено преимущественным формированием структуры B_n при равномерном распределении плотности дислокаций ρ и отсутствии участков хрупкого скола на поверхности разрушения сварных соединений (рис. 5, б).

Расчетные оценки локальных внутренних напряжений $\tau_{вн}$, приведенные на диаграммах рис. 6 показывают следующее.

Протяженные зоны с максимальными значениями $\tau_{вн}$ (1900...3700 МПа) формируются в условиях дуговой сварки (18 м/ч) вдоль межзеренных границ B_v в местах протяженных дислокационных скоплений ($\rho = (1 \dots 2) \cdot 10^{11}$ см⁻²), рис. 6, а, б. Это приводит к зарождению микротрещин в этих зонах и снижению трещиностойкости сварных соединений. Снижение значений $\tau_{вн}$ характерно для сварных соединений, полученных на режимах гибридной сварки $\tau_{вн} = 1470 \dots 1867$ МПа, $\rho = 8 \cdot 10^{10} \dots 1 \cdot 10^{11}$ см⁻² (рис. 6, в, з) при $v_{св} = 72$ м/ч и особенно при режимах лазерной сварки $\tau_{вн} = 1470 \dots 1663$ МПа, $\rho = (8 \dots 9) \cdot 10^{10}$ см⁻² (рис. 6, д, е), чему способствует формирование в сварочной

зоне мелкозернистых и фрагментированных структур B_n в сочетании с равномерным распределением снижающейся плотности дислокаций.

В итоге установлено, что оптимальные свойства прочности, вязкости и трещиностойкости сварных соединений высокопрочных сталей обеспечиваются в условиях лазерной сварки ($v_{св} = 50$ м/ч), что обусловлено формированием наиболее дисперсных структур — B_n , мелкозернистого отпущенного М при отсутствии протяженных дислокационных скоплений — концентраторов локальных внутренних напряжений $\tau_{вн}$.

Выводы

1. Выполнены исследования структуры и эксплуатационных свойств сварных соединений высокопрочной стали 14ХГН2МДАФБ в зависимости от используемых режимов сварки (дуговая, гибридная лазерно-дуговая и лазерная).

2. Показано, что при различных условиях сварки стали 14ХГН2МДАФБ наблюдаются следующие преобразования структуры: изменяется соотношение формирующихся в зонах сварки фазовых составляющих (B_n , B_v , М), а также их параметров и объемной доли. В условиях дуговой сварки формируются преимущественно структуры B_v при общем увеличении размеров зеренной и субзеренной структур с неравномерным их распределением и градиентной плотностью дислокаций.

3. Переход к режимам гибридной лазерно-дуговой и лазерной сварки способствует формированию структур B_n с резким измельчением зеренной, субзеренной структуры при равномерном распределении плотности дислокаций.

4. Анализ взаимосвязи: режимы сварки → структура → свойства свидетельствует о значительном повышении эксплуатационных свойств (прочности, вязкости разрушения, трещиностойкости) сварных соединений высокопрочной стали 14ХГН2МДАФБ при переходе к режимам лазерной сварки, что связано с преобладающим влиянием мелкозернистости формирующихся структур B_n , отсутствием плотных протяженных дислокационных скоплений с преобладанием в зоне сварки равномерного распределения дислокаций.

Список литературы

1. Гордиенко Л. К. (ред.) (1965) *Высокопрочная сталь: сб. статей*. Москва, Металлургия.
2. Гудремон Э. (1959) *Специальные стали*. Москва, Металлургияиздат.
3. Шоршоров М. Х., Белов В. В. (1972) *Фазовые превращения и свойства стали при сварке*. Москва, Наука.
4. Madej K., Jachym R. (2017) Welding of High Strength Toughened Structural Steel S960QL. *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa*, 2, 6–16.
5. Rózański M., Stano S., Grajcar A. (2016) Effect of Braze Welding Parameters on the Structure and Mechanical Properties of Joints Made of Steel CPW 800. Part 1: Arc Braze Welding. *Ibid.*, 6, 6–12.

6. Kah P., Salminen A., Martikainen J. (2010) Laser-arc hybrid welding processes (Review). *The Paton Welding J.*, **6**, 32–40.
7. Kurc-Lisiecka A., Lisiecki A. (2017) Laser Welding of the New Grade of Advanced High-Strength Steel DOMEX 960. *Materiali in tehnologije/Materials and technology*, **51(7)**, 199–204.
8. Liu F., Yu X., Huang C. et al. (2015) Microstructure and Mechanical Properties of AerMet 100 Ultra-high Strength Steel Joints by Laser Welding. *J. of Wuhan Univ. of Technology – Mater. Sci. Ed.*, **30(4)**, 827–830.
9. Keehan E., Zachrisson J., Karlsson L. (2010) Influence of cooling rate on microstructure and properties of high strength steel weld metal. *Science and Technology of Welding and Joining*, **15**, 233–238.
10. Svensson L.-E. (2007) Microstructure and Properties of High Strength Weld Metals. *Materials Science Forum*, **539-543**, 3937–3942.
11. Миходуй Л. И., Ющенко А. К., Позняков В. Д. и др. (1991) Свариваемость высокопрочной стали 12ГНЗМФА-ЮДР-СП. *Автоматическая сварка*, **11**, 12–16.
12. Маркашова Л. И., Позняков В. Д., Бердникова Е. Н. и др. (2016) Структура и свойства сварных соединений стали 14ХГН2МДАФБ при гибридной лазерно-дуговой сварке. *Там же*, **5/6**, 114–123.
13. Маркашова Л. И., Позняков В. Д., Бердникова Е. Н. и др. (2014) Влияние структурных факторов на механические свойства и трещиностойкость сварных соединений металлов, сплавов, композиционных материалов. *Там же*, **6/7**, 25–31.
14. Гольдштейн М. И., Литвинов В. С., Бронфин Б. М. (1986) *Металлофизика высокопрочных сплавов*. Москва, Металлургия.
15. Конрад Г. (1973) Модель деформационного упрочнения для объяснения влияния величины зерна на напряженное течение металлов. *Сверхмелкое зерно в металлах*. Гордиенко Л. К. (ред.). Москва, Металлургия, сс. 206–219.
16. Petch N. J. (1953) The cleavage strength of polycrystalline. *J. Iron and Steel Inst.*, **173**, 25–28.
17. Orowan E. (1954) *Dislocation in metals*. New York, AIME.
18. Ashby M. F. (1983) Mechanisms of deformation and fracture. *Adv. Appl. Mech.*, **23**, 117–177.
19. Буша Ю., Карел В., Лонгауер С., Биллы И. (1977) О связи предела текучести сорбита со средним размером карбидов. *Физика металлов и металловедение*, **44**, **3**, 604–610.
20. Романов О. Н. (1979) *Вязкость разрушения конструкционных сталей*. Москва, Металлургия.
21. Stroh A. N. (1954) The formation of cracks as a recoil of plastic flow. *Proc. of the Roy. Soc. A.*, **223**, **1154**, 404–415.
22. Панин В. Е., Лихачев В. А., Гриняева Ю. В. (1985) *Структурные уровни деформации твердых тел*. Сибирское отделение, Наука.
23. Conrad H. (1963) Effect of grain size on the lower yield and flow stress of iron and steel. *Acta Metallurgica*, **11**, 75–77.
7. Kurc-Lisiecka A., Lisiecki A. (2017) Laser welding of the new grade of advanced high-strength steel DOMEX 960. *Materials and Technology*, **51(7)**, 199–204.
8. Liu, F., Yu, X., Huang, C. et al. (2015) Microstructure and mechanical properties of AerMet 100 ultra-high strength steel joints by laser welding. *J. of Wuhan Univ. of Technology – Mater. Sci. Ed.*, **30(4)**, 827–830.
9. Keehan, E., Zachrisson, J., Karlsson, L. (2010) Influence of cooling rate on microstructure and properties of high strength steel weld metal. *Sci. and Technol. of Welding and Joining*, **15**, 233–238.
10. Svensson, L.-E. (2007) Microstructure and properties of high strength weld metals. *Mat. Sci. Forum*, **539-543**, 3937–3942.
11. Mikhoduj, L.I., Yushchenko, A.K., Poznyakov, V.D. et al. (1991) Weldability of high-strength steel 12GN3MFAyUDR-SSh. *Avtomatich. Svarka*, **11**, 12–16.
12. Markashova, L.I., Poznyakov, V.D., Berdnikova, E.N. et al. (2016) Structure and service properties of hybrid laser-arc welded joints of 14KhGN2MDAFB steel. *The Paton Welding J.*, **5-6**, 104–113.
13. Markashova, L.I., Poznyakov, V.D., Berdnikova, E.N. et al. (2014) Effect of structural factors on mechanical properties and crack resistance of welded joints of metals, alloys and composite materials. *Ibid.*, **6-7**, 22–28.
14. Goldshtejn, M.I., Litvinov, V.S., Bronfin, B.M. (1986) *Metallophysics of high-strength alloys*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
15. Conrad, H. (1973) Model of strain strengthening for explanation of grain size effect on yielding of metal. *Ultra-fine grain in metals*. Ed. by L.K. Gordienko. Moscow, Metallurgiya, 206–219 [in Russian].
16. Petch, N.J. (1953) The cleavage strength of polycrystalline. *J. Iron and Steel Inst.*, **173**, 25–28.
17. Orowan, E. (1954) Dislocation in metals. New York, AIME.
18. Ashby, M.F. (1983) Mechanisms of deformation and fracture. *Adv. Appl. Mech.*, **23**, 117–177.
19. Busha, Yu., Karel, V., Longauer, C., Billy, I. (1977) About relation of yield strength of sorbite with medium size carbides. *Fizika Metallov i Metallovedenie*, **44(3)**, 604–610 [in Russian].
20. Romaniv, O.N. (1979) *Fracture toughness of structural steels*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
21. Stroh, A.N. (1954) The formation of cracks as a recoil of plastic flow. *Proc. of the Roy. Soc. A.*, **223(1154)**, 404–415.
22. Panin, V.E., Likhachev, V.A., Grinyayeva, Yu.V. (1985) *Structural levels of deformation of solids*. Siberian Depart., Nauka [in Russian].
23. Conrad, H. (1963) Effect of grain size on the lower and flow stress of iron and steel. *Acta Metallurgica*, **11**, 75–77.

References

1. (1965) *High-strength steel*. In: *Transact.* Ed. by L.K. Gordienko. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
2. Houdremont, E. (1959) *Special steels*. Moscow, Metallurgizdat [in Russian].
3. Shorshorov, M.Kh., Belov, V.V. (1972) *Phase transformations and properties of steel in welding*. Moscow, Nauka [in Russian].
4. Madej, K., Jachym, R. (2017) Welding of high strength toughened structural steel S960QL. *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa*, **2**, 6–16.
5. Rozanski, M., Stano, S., Grajcar, A. (2016) Effect of braze welding parameters on the structure and mechanical properties of joints made of steel CPW 800. Pt 1: Arc braze welding. *Ibid.*, **6**, 6–12.
6. Cah, P., Salminen, A., Martikainen, J. (2010) Laser-arc hybrid welding processes (Review). *The Paton Welding J.*, **6**, 32–40.

Л. І. Маркашова, В. Д. Позняков, В. Д. Шелягін,
О. М. Бердникова, А. В. Бернацький, Т. О. Алексеєнко

ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України.
03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11.
E-mail: office@paton.kiev.ua

ВПЛИВ СТРУКТУРИ МЕТАЛУ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ВИСОКОМІЦНИХ СТАЛЕЙ, ВИКОНАНИХ РІЗНИМИ СПОСОБАМИ ЗВАРЮВАННЯ, НА ЇХ ЕКСПЛУАТАЦІЙНІ ВЛАСТИВОСТІ

На основі досліджень особливостей формування структурних параметрів в зварних з'єднаннях високоміцної сталі, виконаних різними способами зварювання плавленням (лазерного, дугового і гібридного лазерно-дугового) зроблено оцінки впливу структур і фазових складових, що формуються на зміну найбільш важливих механічних властивостей зварних з'єднань. Показана роль структурних факторів (легування, фазових складових, зеренної, субзеренної структури, роз-

поділу і щільності дислокацій, фазових виділень, їх розмірів і характеру розподілу) в забезпеченні оптимальних властивостей зварних з'єднань і їх експлуатаційної надійності. Показано, що найбільш важливими структурно-фазовими параметрами і факторами, що забезпечують в експлуатаційних умовах необхідний комплекс властивостей зварних з'єднань — міцність (σ_T), в'язкість руйнування (K_{1C}) та тріщиностійкість (τ_{in}), є дрібнозернистість зеренної та субзеренної структури; диспергування фазових виділень при рівномірному їх розподілі; відсутність протяжних дислокаційних скупчень — потенційних концентраторів внутрішніх напружень (зон зародження і поширення тріщин). Бібліогр. 23, рис. 6.

Ключові слова: лазерне зварювання, дугове зварювання, гібридне лазерно-дугове зварювання, високоміцна сталь, зварні з'єднання, структура, фазовий склад, механічні властивості, в'язкість руйнування, тріщиностійкість

L. I. Markashova, V. D. Poznyakov, V. D. Shelyagin,
E. N. Berdnikova, A. V. Bernatskii and T. A. Alekseenko

E. O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.
11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine.
E-mail:office@paton.kiev.ua

EFFECT OF METAL STRUCTURE
OF HIGH-STRENGTH STEEL WELDED JOINTS
PRODUCED USING DIFFERENT METHODS
OF WELDING ON THEIR SERVICE PROPERTIES*

Evaluations of effect of forming structures and phase constituents on change of the most significant mechanical properties of welded joints was carried out based on investigation of peculiarities of formation of structural parameters in welded joints of high-strength steel, produced by different methods of fusion welding (laser, arc and hybrid laser-arc). A role of structural factors (alloying, phase constituents, grain, subgrain structure, distribution and density of dislocations, phase precipitations, their size and nature of distribution) was shown in providing the optimum properties of the welded joints and their reliability of service. It is shown that the most significant structural-phase parameters and factors providing under operation conditions the necessary complex of properties of welded joints, namely strength (σ_y), fracture toughness (K_{1C}) and crack resistance (τ_{in}), are fineness of grain and subgrain structure; dispersion of phase precipitations at their uniform distribution; absence of extended dislocation accumulations — potential stress concentrators of internal stresses (zone of nucleation and propagation of cracks). Ref. 23, Fig. 6.

Keywords: laser welding, arc welding, hybrid laser-arc welding, high-strength steel, welded joints, structure, phase composition, mechanical properties, fracture toughness, crack resistance

Поступила в редакцію 04.12.2017

Технический визит студентов

21 декабря 2017 г. группа студентов сварочного факультета НТУУ «Киевский политехнический институт им. Игоря Сикорского» посетила авиастроительное предприятие «Аэропракт» в Киеве.

Предприятие работает с 1991 г. и в 2017 г. построило свой 1000-й самолет. Студенты с интересом ознакомились с изготовлением деталей самолета и с его сборкой. В небольшом самолете, собираемом в большей мере с использованием заклепочных и болтовых соединений, имелось место и для сварных деталей и узлов. Студенты посетили также конструкторское бюро предприятия. Небольшое предприятие самостоятельно выполняет проекты, изготавливает многие детали на современных металлорежущих станках с ЧПУ, собирает и выпускает в небо прекрасные самолеты. Чистого Вам неба!



Пост-релиз сварочного факультета