

СТРУКТУРА,
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 621.791:539.25

КИНЕТИКА ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ АУСТЕНИТА
ПРИ СОЧЕТАНИИ ПРОЦЕССОВ ЛАЗЕРНО-ГИБРИДНОЙ
И МНОГОДУГОВОЙ СВАРКИ ТРУБ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ

© 2020 г. Л. А. Ефименко^а, О. Е. Капустин^а, Д. В. Пономаренко^а,
И. Ю. Уткин^{а, *}, А. И. Романцов^б, М. А. Федоров^б

^аРГУ нефти и газа (НИУ) имени И.М. Губкина, Ленинский просп., 65, корп. 1, Москва, 119991 Россия

^бПАО “Челябинский трубопрокатный завод”, ул. Машиностроителей, 21, Челябинск, 454129 Россия

*e-mail: iutkin89@yandex.ru

Поступила в редакцию 06.04.2020 г.

После доработки 05.06.2020 г.

Принята к публикации 09.06.2020 г.

Исследованы особенности кинетики фазовых превращений аустенита в зоне термического влияния сварных соединений, выполненных лазерно-гибридной сваркой в сочетании с многодуговой сваркой под слоем флюса. Определены оптимальные скорости охлаждения при сварке для получения благоприятного структурно-фазового состава в зоне термического влияния.

Ключевые слова: гибридная лазерно-дуговая сварка, многодуговая сварка под слоем флюса, микроструктура, зона термического влияния, кинетика распада аустенита

DOI: 10.31857/S0015323020100034

ВВЕДЕНИЕ

Важным аспектом в производстве труб высокого давления является применение высокопроизводительных способов их сварки. Среди сравнительно новых решений предлагается способ, основанный на сочетании двух технологических процессов: лазерно-гибридной (ЛГС) [1–4] и многодуговой сварки под слоем флюса (МДСФ) [5–7]. Такой вариант сварки предусматривает выполнение части сварного соединения (в области притупления) с использованием лазерного источника, а в области формирования внутреннего и наружного швов – МДСФ.

Данное технологическое решение характеризуется определенной теплофизической обстановкой в зоне сварки, отражающейся на кинетике превращений аустенита [8], являющихся основой микроструктурного состояния зоны термического влияния (ЗТВ).

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Исследования выполнены на трубной стали категории прочности X70 следующего химического состава, мас. %: С 0.078; Мn 1.48; Si 0.28; Ni 0.21; Cr 0.13; Al 0.024; Nb 0.03; Ti 0.013; V < 0.002.

На рис. 1, вставка а, приведена фотография макрошлифа сварного соединения, центральная

часть которого сформирована ЛГС с последующим наложением внутреннего и наружного облицовочных швов МДСФ. В связи с этим металл ЗТВ облицовочных швов испытывает однократное тепловое воздействие, а в ЗТВ шва, выполненного ЛГС – трехкратное.

Запись термических циклов сварки (ТЦС) проводилась в заводских условиях. Для регистрации параметров термических циклов использовали хромель-алюмелевые термопары диаметром 0.5 мм и регистрирующий прибор “Мемограф-М”. При варку термопар в просверленные каналы (рис. 1, вставка б) осуществляли методом контактной термоимпульсной сварки. Каналы были просверлены параллельно наружной поверхности в месте где проводилась ЛГС. Ранее выполненная запись ТЦС рассматриваемых сварочных процессов [9] показала, что в околошовном участке зоны термического влияния (ОШУ ЗТВ) швов, сваренных МДСФ, скорость охлаждения металла в интервале температур диффузионного распада аустенита 800–500°С (w_{8-5}) составляет 2–5°С/с. При ЛГС металл ОШУ ЗТВ охлаждался со скоростью около 150°С/с. Затем этот металл нагревается до температуры перекристаллизации, но ниже температуры интенсивного роста зерна аустенита, и охлаждается со скоростью около 30 и 20°С/с (рис. 1). Изучение особенностей превращения аустенита в этих условиях приведено в данной статье.

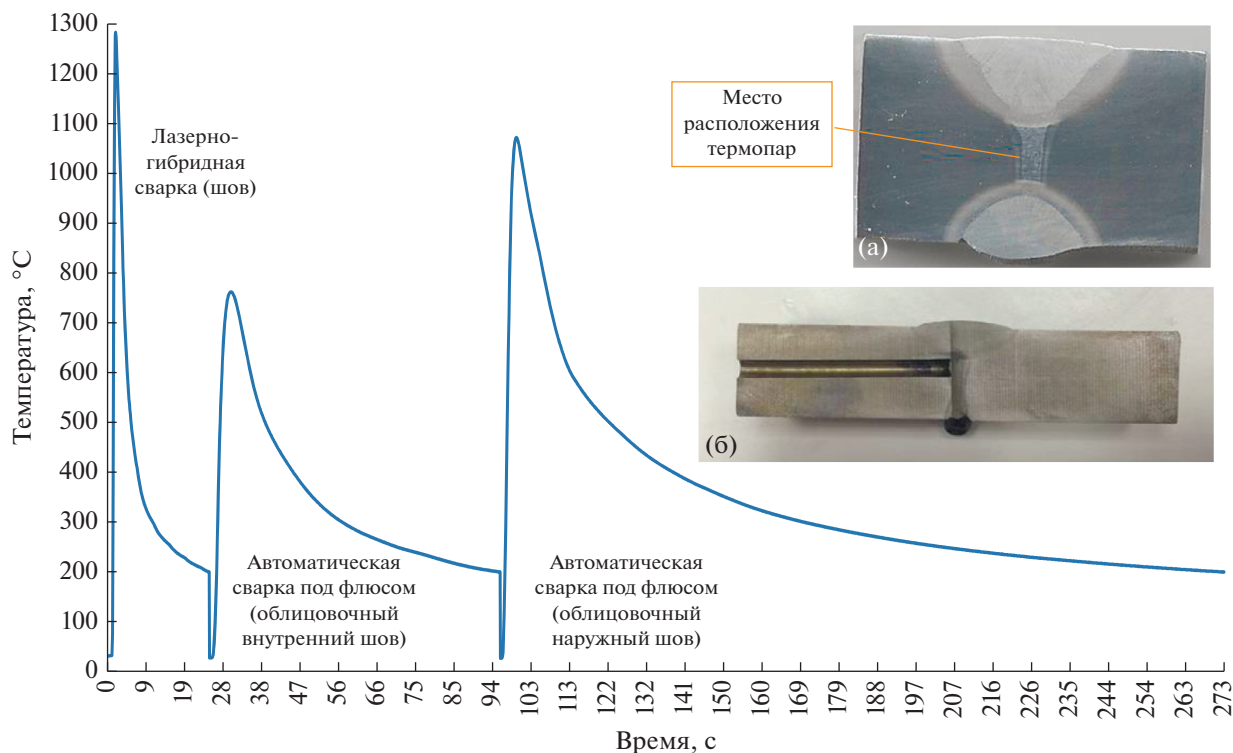


Рис. 1. Термические циклы сварки в центре пластины, на вставках: фотография микрошлифа (а) и торцевая засверловка под термопару (б).

Кинетику фазовых превращений аустенита в зоне перегрева сварных соединений изучали с использованием дилатометрического метода [10]. Применяли закалочный дилатометр марки L78 RITA (Rapid Induction Thermal Analysis). Использовали серию цилиндрических образцов из исследованной стали размером 3×10 мм. К каждому образцу приваривали хромель-алюмелевую термопару. Образец помещали в кольцевой индуктор токов высокой частоты, расположенный в камере дилатометра, и фиксировали двумя кварцевыми стержнями, один из которых подвижный. Максимальная температура нагрева каждого образца составляла 1300°C , скорость нагрева — $150^\circ\text{C}/\text{с}$, а скорости охлаждения (w_{8-5}) изменялись в диапазоне от 2 до $150^\circ\text{C}/\text{с}$. Охлаждение металла осуществлялось равномерно и регулировалось расходом пропускаемого внутри камеры инертного газа (аргона). Скорости охлаждения металла соответствуют наиболее распространенным способам сварки: многодуговой автоматической сварке под флюсом, $w_{8-5} - 2-7^\circ\text{C}/\text{с}$ (МДСФ); ручной дуговой сварке и автоматической сварке в защитных газах, $w_{8-5} - 20-60^\circ\text{C}/\text{с}$ (РДС, АДСЗГ); лазерной сварке, $w_{8-5} - 70-100^\circ\text{C}/\text{с}$ (ЛС) [11–13]. Определение твердости металла ОШУ ЗТВ по Виккерсу

поводили по ГОСТ 6996 [14] на автоматическом твердомере марки Durascan с нагрузкой 10 Кгс (HV10). Микроструктуру металла ОШУ ЗТВ изучали с помощью оптического микроскопа марки “Meiji-Techno”, растрового (РЭМ) и просвечивающего (ПЭМ) электронных микроскопов марок “Phenom ProX” и “JEM-200CX” соответственно.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Анализ термокинетической (рис. 2) и структурной (рис. 3) диаграмм показывает, что распад аустенита в ОШУ ЗТВ стали категории прочности X70 происходит преимущественно в бейнитной области. Это характерно для малоуглеродистых сталей, легированных элементами, образующими карбиды, которые стойки к растворению в аустените при сварочном нагреве [15] и сдерживают рост его зерна [11, 12].

Ферритное превращение, протекающее по диффузионной кинетике, наблюдается в достаточно узком интервале температур ($600-550^\circ\text{C}$), и только при скорости охлаждения менее $10^\circ\text{C}/\text{с}$, что характерно для МДСФ (рис. 4а). Максимальное количество феррита (около 40%) образуется при скорости

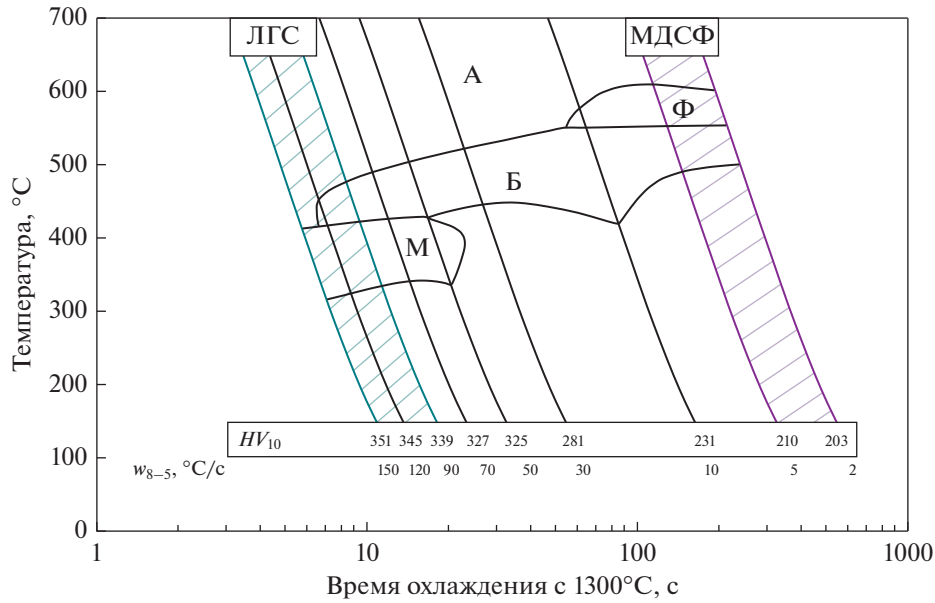


Рис. 2. Термокинетическая диаграмма распада аустенита в металле ОШУ ЗТВ исследованной стали.

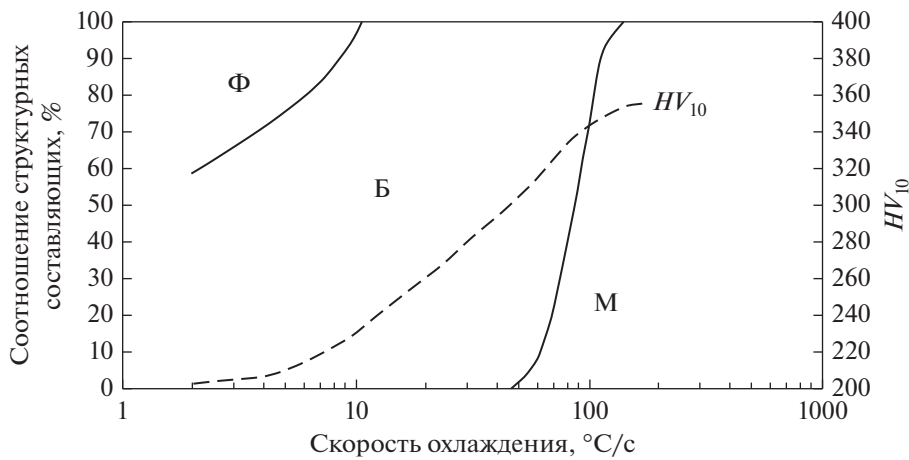


Рис. 3. Структурная диаграмма и изменение твердости в зависимости от скорости охлаждения металла ОШУ ЗТВ.

охлаждения около $2^\circ\text{C}/\text{c}$. При этом твердость металла ОШУ ЗТВ составляет около 200 HV_{10} (рис. 3).

Бейнитное превращение протекает в диапазоне температур от 550 до 500°C ($w_{8-5} = 2^\circ\text{C}/\text{c}$). Затем, с увеличением скорости охлаждения, этот температурный интервал расширяется и составляет примерно $550\text{--}450^\circ\text{C}$ (при w_{8-5} от 10 до $30^\circ\text{C}/\text{c}$) (рис. 4б). Дальнейшее повышение скорости охлаждения способствует снижению температуры начала формирования бейнита [16].

Появление мартенсита в структуре ОШУ ЗТВ фиксируется при скоростях охлаждения от $50^\circ\text{C}/\text{c}$ и выше (рис. 4в, 4г). В диапазоне скоростей охлаждения $90\text{--}150^\circ\text{C}/\text{c}$, характерном для ЛГС, содержание мартенсита резко возрастает и при скорости охлаждения равной $150^\circ\text{C}/\text{c}$ структура ОШУ ЗТВ полностью состоит из мартенситной фазы, а интервал ее образования ограничивается температурами примерно от $425\text{--}400$ до $350\text{--}325^\circ\text{C}$.

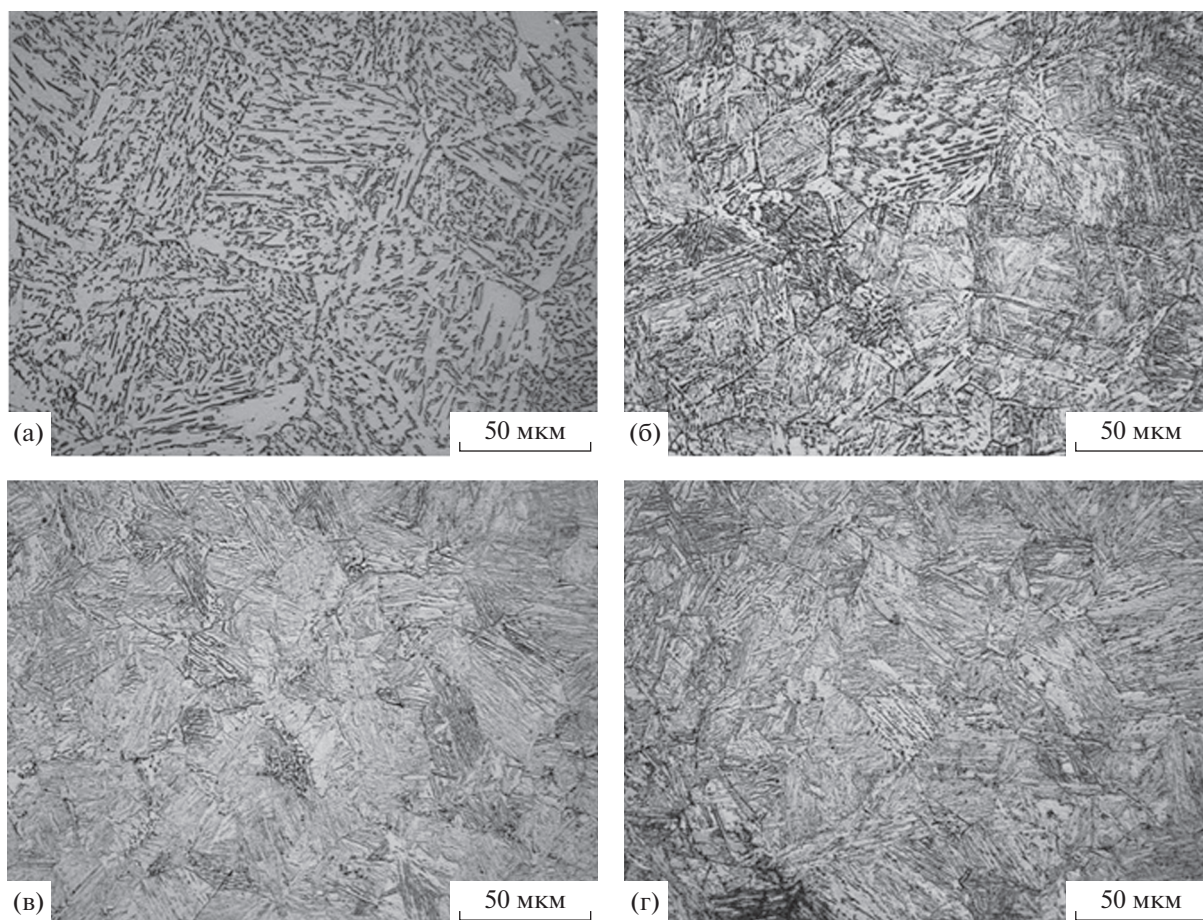


Рис. 4. Микроструктуры металла ОШУ ЗТВ при скоростях охлаждения: а – 5; б – 30; в – 70; г – 120°С/с.

При формировании преимущественно бейнитной структуры (рис. 3) твердость металла не превышала $300 HV_{10}$. Появление в структуре мартенситной фазы способствует ее повышению и, при $w_{8-5} = 150^\circ\text{C}/\text{с}$, ее значение составляет около $350 HV_{10}$.

Исследование морфологии микроструктурных составляющих (рис. 5 и 6) показало, что структура металла ОШУ ЗТВ, сформированная при $w_{8-5} = 70^\circ\text{C}/\text{с}$ (рис. 5а), состоит из смеси глобулярного (ГБФ) (рис. 6а) и реечного бейнитного феррита (РБФ) (рис. 6б) и содержит около 20% мартенситной фазы. При этом образуются участки (М + А) (рис. 6в–6д), в которых мартенсит, окруженный остаточным аустенитом, отличается от основного массива мартенсита [17]. Мартенсит в составе М + А-области характеризуется высокой плотностью дислокаций и степенью двойникованности. При этом доля остаточного аустенита, по сравнению с мартенситом, в составе М + А выше. Остаточный аустенит в М + А-области располагается

по ее периферии, что хорошо просматривается на рис. 6г. На этом же рисунке видны аустенитные фрагменты не только в составе М + А, но и вне ее. Область (М + А) можно охарактеризовать как отдельную структурную составляющую. Такие области наблюдаются преимущественно в ГБФ и локализуются в большей степени по границам блоков бейнита [18, 19].

С ростом скорости охлаждения до $90^\circ\text{C}/\text{с}$ образовавшаяся структура содержит около 50% РБФ и 50% мартенситной фазы (рис. 5б). Увеличение скорости охлаждения до 120 и $150^\circ\text{C}/\text{с}$ (рис. 5в, 5г) инициирует формирование структуры, состоящей преимущественно из мартенсита с небольшим содержанием (<20%) реечного бейнитного феррита. Такой структурно-фазовый состав может способствовать образованию холодных трещин.

Следует обратить внимание на то, что во всех рассматриваемых случаях области М + А носят единичный характер и не должны оказывать су-

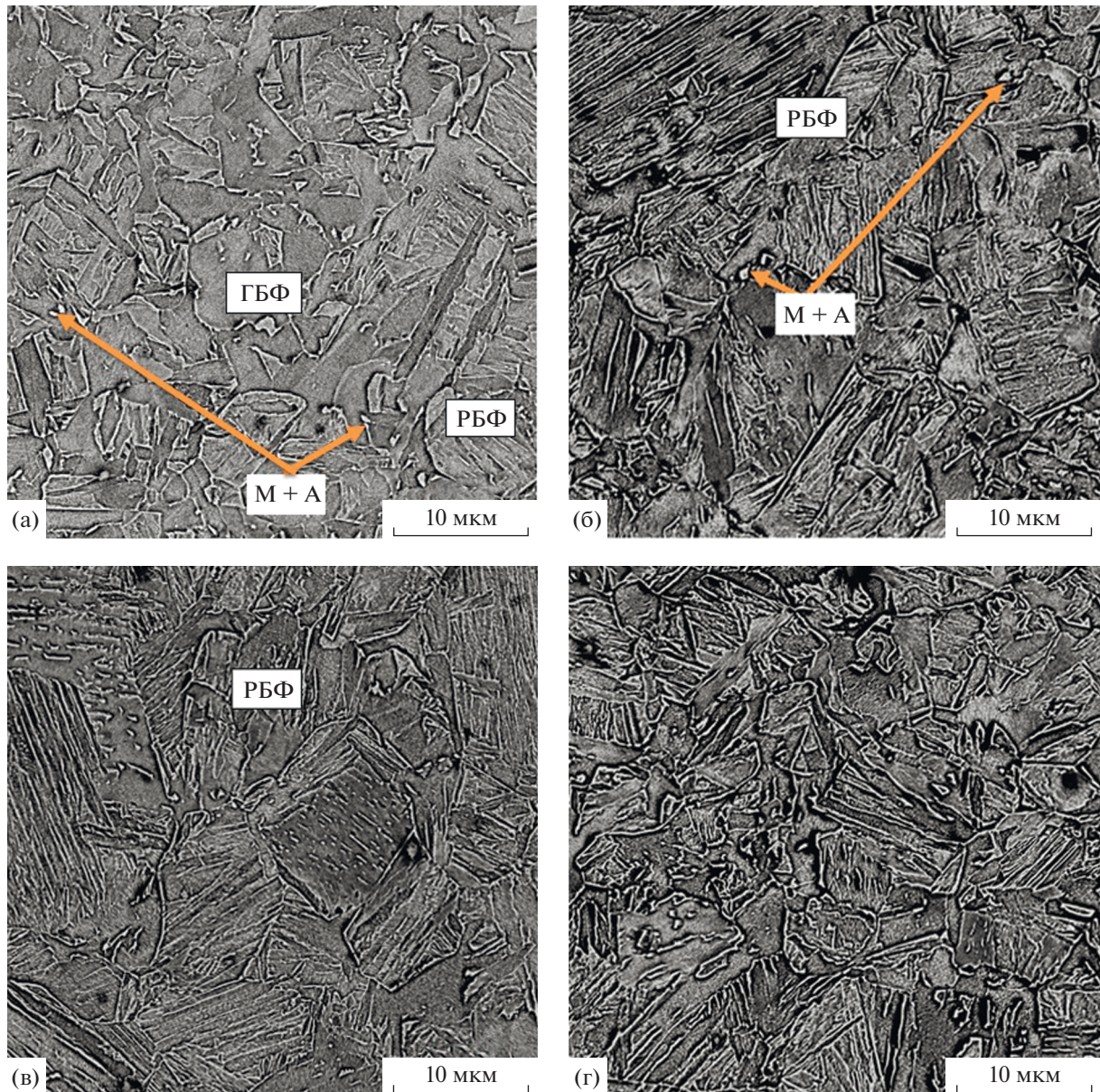


Рис. 5. Микроструктура металла ОШУ ЗТВ при различных скоростях охлаждения, (РЭМ): а – 70; б – 90; в – 120; г – 150°С/с.

шественного влияния на свойства сварных соединений.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

На основании результатов выполненных исследований можно сделать следующие рекомендации, которые целесообразно учитывать при разработке режимов технологии, сочетающей лазерно-гибридную сварку и многодуговую сварку под слоем флюса:

– при формировании шва в центральной части сварного соединения методом ЛГС, необходимо чтобы скорости охлаждения металла ЗТВ не превышали 70–90°С/с, что, согласно кинетике распада аустенита, обеспечит формирование бейнитно-мартенситной структуры с содержанием мартенситной фазы не более 50%, а при последующем нагреве, в процессе выполнения облицовочных швов (методом МДСФ), скорость охлаждения металла сварного соединения должна изменяться в диапазоне от 10 до 30°С/с.

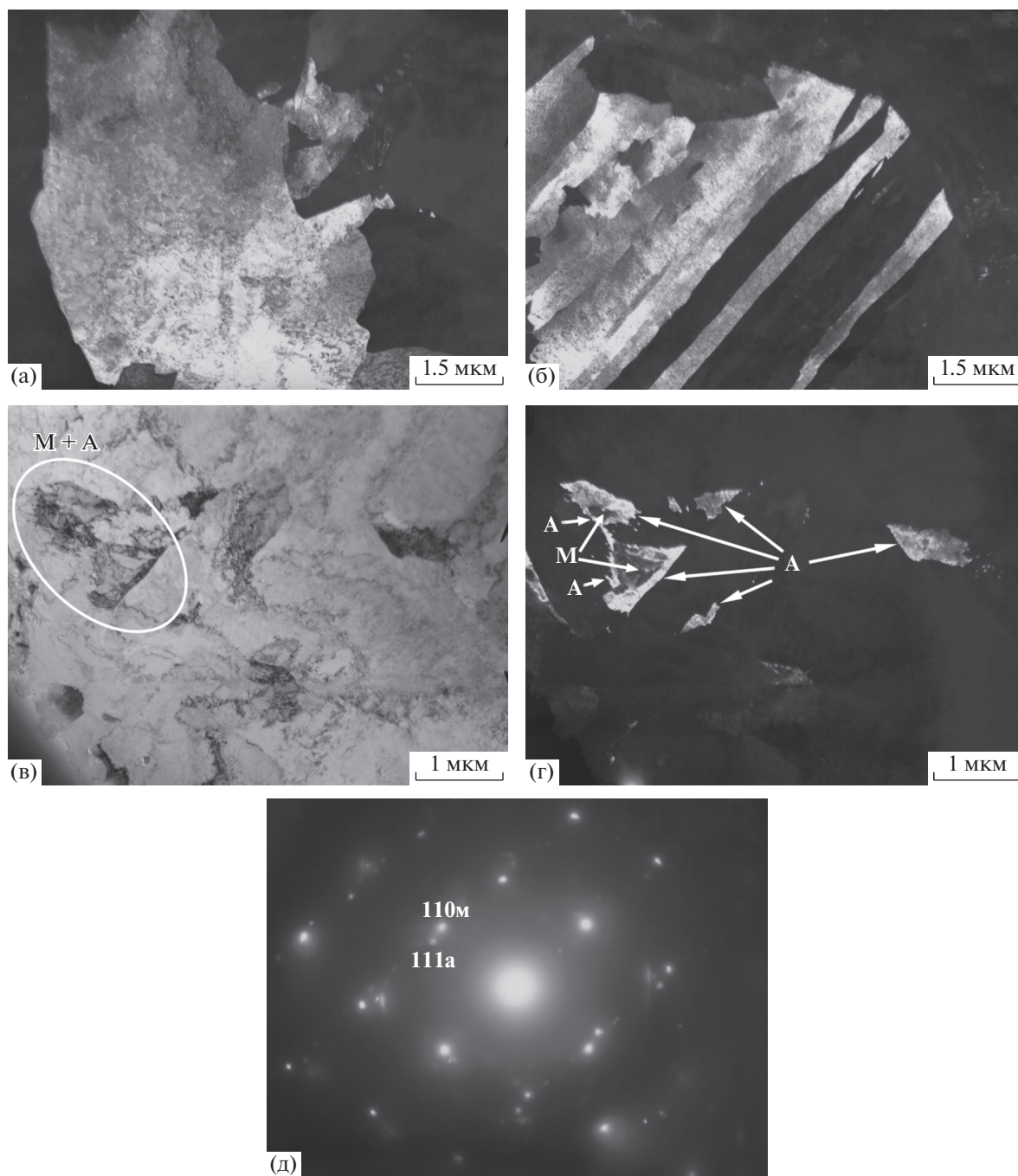


Рис. 6. Глобулярный бейнитный феррит (а), реечный бейнитный феррит (б), мартенсит + остаточный аустенит (М + А) (в–д) в металле ОШУ ЗТВ при скорости охлаждения $70^{\circ}\text{C}/\text{с}$. а, б – Темнопольные изображения в рефлексах феррита; в – светлопольное изображение; г – темнопольное изображение в рефлексе аустенита; д – микродифракционная картина (ПЭМ).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Забелин А.Л., Савинов Д.Н.* Анализ применения лазерно-гибридной сварки в производственной среде // Вестник Брянского государственного университета. 2018. № 1. С. 14–17.
2. *Туричин Г.А., Цибульский И.А., Валдайцева Е. А., Лопота А.В.* Гибридная лазерно-дуговая сварка металлов больших толщин // Сварка и диагностика. 2009. № 3. С. 16–23.
3. *Гоок С.Э., Гуменюк А.В., Ретмайер М.* Гибридная лазерно-дуговая сварка высокопрочных трубных

- сталей классов прочности API X80 и X120 // Глобальная ядерная безопасность. 2017. № 1. С. 21–35.
4. *Varra Acherjee*. Hybrid laser arc welding State-of-art review // *Optics & Laser Technology*. February 2018. V. 99. № 1. P. 60–71.
 5. *Величко А.А., Борцов А.Н., Шабалов И.П., Франтов И.И., Уткин И.Ю.* Взаимосвязь тепловых процессов с морфологией сварных соединений и перспективные виды сварки применительно к толстостенным электросварным трубам // *Металлург*. 2014. № 3. С. 72–77.
 6. *Борцов А.Н., Шабалов И.П., Величко А.А., Ментюков К.Ю., Уткин И.Ю.* Особенности многоэлектродной сварки под слоем флюса при производстве высокопрочных толстостенных труб // *Металлург*. 2013. № 4. С. 69–76.
 7. *Ефименко Л.А., Есиев Т.С., Пономаренко Д.В., Севастьянов С.П., Уткин И.Ю.* Влияние термической обработки на ударную вязкость металла сварных соединений труб, выполненных многодуговой сваркой под флюсом // *Металлург*. 2018. № 3. С. 59–63.
 8. *Разумов И.К., Горностырев Ю.Н., Кацнельсон М.И.* К теории фазовых превращений в железе и стали на основе первопринципных подходов // *ФММ*. 2017. Т. 118. № 4. С. 380–408.
 9. *Ефименко Л.А., Деркач А.П., Капустин О.Е., Севастьянов С.П.* Обоснование выбора расчетной схемы для определения параметра термических циклов многодуговой сварки под слоем флюса // *Сварка и диагностика*. 2017. № 6. С. 26–27.
 10. *Шоршоров М.Х., Чернышова Т.А., Красовский А.И.* Испытания металлов на свариваемость. М.: Металлургия, 1972. 240 с.
 11. *Ефименко Л.А., Елагина О.Ю., Вышемирский Е.М., Капустин О.Е., Мурадов А.В., Прыгаев А.К.* Традиционные и перспективные стали для строительства магистральных газопроводов. М.: Логос, 2011. 316 с.
 12. *Пермяков И.Л., Франтов И.И., Борцов А.Н., Ментюков К.Ю.* Улучшение свариваемости и критерии оценки надежности околошовной зоны высокопрочных трубных сталей // *Металлург*. 2011. № 12. С. 74–81.
 13. *Ефименко Л.А., Капустин О.Е., Уткин И.Ю., Деркач А.П., Шамов Е.М., Бегунов И.А., Горский А.И.* Особенности формирования структуры и механических свойств металла сварного соединения при лазерной сварке неповоротных стыков труб // *Сварочное производство*. 2018. № 10. С. 18–24.
 14. ГОСТ 6996–66. Сварные соединения. Методы определения механических свойств. М: Издательство стандартов. 64 с.
 15. *Maalekian M., Radis R., Militzer M., Moreau A., Poole W.J.* In situ measurement and modelling of austenite grain growth in a Ti/Nb microalloyed steel // *Acta Mater*. 2012. V. 60. P. 1015–1026.
 16. *Счастливцев В.М., Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л., Клюева С.Ю., Круглова А.А., Хлусова Е.И., Орлов В.В.* Влияние температуры распада аустенита на морфологию бейнита и свойства низкоуглеродистой стали после термомеханической обработки // *ФММ*. 2013. Т. 114. № 5. С. 457–467.
 17. *Эфрон Л.И.* Металловедение в “большой” металлургии. Трубные стали. М: Металлургиздат, 2012. 696 с.
 18. *Смирнов М.А., Пышминцев И.Ю., Борякова А.Н.* К вопросу о классификации микроструктур низкоуглеродистых трубных сталей // *Металлург*. 2010. № 7. С. 45–51.
 19. *Матросов М.Ю., Лясоцкий И.В., Кичкина А.А. и др.* Особенности и классификация структур низкоуглеродистых низколегированных высокопрочных трубных сталей // *Сталь*. 2012. № 1. С. 65–74.