



ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА МИКРОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ И СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ МЕТАЛЛА ЗТВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТРУБ НА ЕГО СТРУКТУРУ И УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ

А. А. РЫБАКОВ, Т. Н. ФИЛИПЧУК, В. А. КОСТИН, В. В. ЖУКОВ

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Одной из наиболее сложных задач при изготовлении газонефтепроводных труб, с точки зрения технологии их сварки, является удовлетворение требованиям нормативных показателей ударной вязкости металла ЗТВ сварных соединений. Целью данной работы являлось исследование влияния химического состава микролегированной стали и скорости охлаждения металла ЗТВ сварных соединений труб на его структурно-фазовое состояние и характеристики вязкости. С применением современного комплекса Gleeble-3800 исследованы имитирующие металл ЗТВ сварных соединений труб образцы стали категории X70 различного химического состава, отличающиеся, в основном, содержанием углерода и условиями охлаждения с различной скоростью. Установлено, что в металле исследованного химического состава в достаточно широком интервале скоростей охлаждения образуется, в основном, структура бейнитного типа — пластинчатый феррит с упрочняющей второй фазой (МАК- или карбидной фазой), плотность распределения, расположение (ориентация), размеры и морфология которой определяются преимущественно химическим составом и, в меньшей мере, скоростью охлаждения $V_{\text{охл.8/5}}$ металла. В связи с этим для повышения вязкости металла ЗТВ необходимо в большей мере использовать возможности воздействия металлургического фактора. С целью формирования оптимальной структуры и, следовательно, улучшения вязкости металла ЗТВ, наряду со снижением в стали до минимально возможного уровня содержания вредных примесей (серы, фосфора и азота), целесообразно также строго ограничивать массовые доли элементов, способствующих образованию в металле ЗТВ грубых пакетов феррита с упорядоченной карбидной фазой пластинчатой морфологии (например, углерода, ниобия, молибдена и др.). Результаты исследований использованы при изготовлении из микролегированной стали категории X70 труб для магистральных газонефтепроводов. Библиогр. 10, табл. 3, рис. 6.

Ключевые слова: микролегированная сталь, сварное соединение, зона термического влияния, скорость охлаждения, микроструктура, ударная вязкость

В последнее время в связи с необходимостью решения задачи обеспечения безопасности эксплуатации магистральных трубопроводных систем для транспорта жидких и газообразных углеводородов непрерывно ужесточается комплекс требований к трубам, в том числе к ударной вязкости металла сварных соединений [1, 2]. Как известно, для таких трубопроводов применяют преимущественно сварные трубы большого диаметра из высокопрочных микролегированных сталей [3]. Анализ современных нормативных документов, литературных данных и собственные исследования свидетельствуют, что одной из наиболее сложных задач при изготовлении газонефтепроводных труб, с точки зрения технологии их сварки, является выполнение нормативных показателей ударной вязкости металла зоны термического влияния (ЗТВ) сварных соединений.

Многие исследователи [4, 5] отмечают значительный разброс значений ударной вязкости при испытании металла ЗТВ сварных соединений современных трубных сталей, что обусловлено целым рядом факторов — структурной гетероген-

ностью сварных соединений, местом расположения надреза, состоянием структуры металла, особенно примыкающего к надрезу, конфигурацией линии сплавления, долей и свойствами металла шва и различных участков ЗТВ в разрушаемом сечении, реакцией стали на термомеханический цикл сварки и др.

Структурное состояние металла ЗТВ является одним из определяющих факторов, влияющих на его ударную вязкость. При любой из регламентируемых нормативными документами схем нанесения надреза для оценки вязкости металла ЗТВ в испытываемое сечение включаются участки сварного соединения с разной структурой, в том числе участок крупного зерна с пониженной вязкостью (локальной зоны охрупчивания — ЛЗО), примыкающий к линии сплавления. Наблюдаемый при сварке значительный рост зерна аустенита в ЛЗО, образование крупных пакетов пластинчатого феррита и верхнего бейнита, наличие мартенситно-аустенитно-карбидной фазы (МАК) — все это в значительной мере снижает вязкие характеристики металла околошовного участка ЗТВ [6–8]. Раз-



меры, микроструктура и свойства участка сварного соединения с пониженной вязкостью определяются химическим составом основного металла и условиями сварки (в том числе скоростью охлаждения металла в температурном интервале возможных превращений — 800...500 °С). Именно этот участок оказывает решающее влияние на интегральный показатель ударной вязкости при испытании металла ЗТВ.

В реальных сварных соединениях участок ЛЗО имеет сложную конфигурацию и относительно малые размеры, вследствие чего оценка ударной вязкости собственно этого участка и его роли в интегральном показателе вязкости затруднена. В то же время для решения задачи обеспечения требуемых вязких характеристик сварных соединений крайне важно иметь информацию относительно структуры и свойств металла в ЛЗО. С этой точки зрения наиболее корректными являются исследования с привлечением методов физического моделирования структурных превращений металла при сварке, в частности, на современном комплексе Gleeble-3800 [9], который использовался в настоящей работе.

Цель работы состояла в исследовании влияния химического состава микролегированной трубной стали и скорости охлаждения металла на структурно-фазовые характеристики металла в участке крупного зерна ЗТВ сварных соединений. Образцы, вырезанные из стали толщиной 25...33 мм попеременно направления прокатки (цилиндрические диаметром 10 мм или прямоугольные сечением 10×10 мм), нагревали со скоростью примерно 40 °С/с. Максимальная температура нагрева образцов при имитации сварочных циклов составляла 1300 °С, время выдержки при этой температуре 1 с. В данных исследованиях скорость охлаждения металла испытуемых образцов в диапазоне 800...500 °С ($V_{охл. 8/5}$) выбирали исходя из режимов многодуговой сварки под флюсом,

реальных применяемых при изготовлении прямошовных труб большого диаметра. С целью определения пределов изменения этого параметра выполнен расчет $V_{охл. 8/5}$ для типовых режимов пятидуговой сварки наружных швов труб с толщиной стенки 22...36 мм при условии исходной температуры свариваемых кромок в пределах от 20 до 100 °С (повышенная исходная температура кромок в условиях поточного производства труб возможна из-за недостаточного интервала времени между окончанием сварки внутреннего шва и началом процесса выполнения наружного шва). В расчетах использовали известную формулу [10], по которой определяли время пребывания металла в указанном диапазоне $t_{8/5}$:

$$t_{8/5} = \frac{\eta^2}{4\pi\lambda\rho c} \left(\frac{UI}{V}\right)^2 \frac{1}{d^2} \left[\left(\frac{1}{500 - T_0}\right)^2 - \left(\frac{1}{800 - T_0}\right)^2 \right],$$

где η — тепловой КПД сварки, принятый равным 1 для сварки под флюсом; λ — коэффициент теплопроводности стали, равный $3,8 \cdot 10^{-4}$ кДж/см·с·град; ρ — плотность стали, г/см³; c — удельная теплоемкость стали, Дж/г·град; $\rho c = 0,005$ кДж/см³·град; d — толщина листа, см; T_0 — исходная температура металла перед сваркой; UI/V — погонная энергия процесса пятидуговой сварки.

Соответственно скорость охлаждения $V_{охл. 8/5}$ металла определяли как величину, обратную времени его пребывания в диапазоне температур 800...500 °С.

Согласно расчетам скорость охлаждения металла $V_{охл. 8/5}$ при многодуговой сварке под флюсом труб с толщиной стенки 22...36 мм при различной исходной температуре свариваемых кромок (от 20 до 100 °С) составляет 7,2...4,5 °С/с. Исходя из этих данных при имитации термического цикла сварки задавали время нахождения металла в указанном диапазоне температур, равное 45, 50 и 55 с, что соответствует скорости охлаждения 6,7, 6,0 и 5,4 °С/с. Отдельные образцы стали охлаждали с меньшей (3 °С/с) или большей (12 и 30 °С/с) скоростью, при этом $t_{8/5}$ составляло 100, 25 и 10 с, соответственно.

Исследовали реакцию на термический цикл многодуговой сварки стали типа К60 (Х70) различных изготовителей, используемой при производстве труб для магистральных газонефтепроводов и условно обозначенную буквенными индексами от А до Г. По химическому составу исследуемый металл (табл. 1) представлял собой кремний-марганцевую сталь со сверхнизким содержанием вредных примесей (в частности, массовая доля серы составляла 0,001...0,002 %, фосфора 0,008...0,012 %, а содержание азота не превышало 0,006 %), микролегированную ниобием (0,038...0,054 %) и ванадием (0,032...0,040 %, за

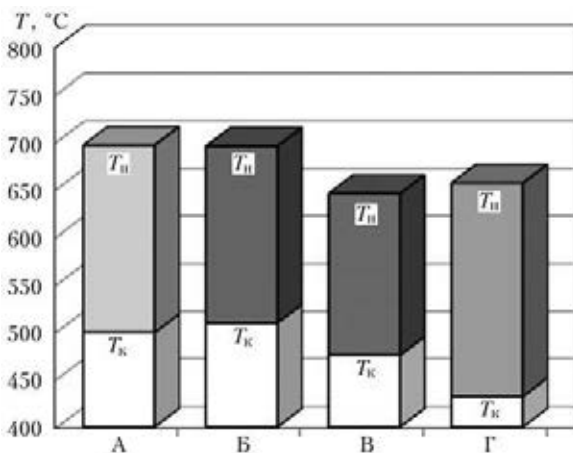


Рис. 1. Температура начала T_n и окончания T_k $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения металла исследуемых образцов при скорости охлаждения $V_{охл. 8/5} = 6,7$ °С/с



Таблица 1. Химический состав исследуемых сталей, мас. %

Условный шифр образца	C	Mn	Si	P	S	Ni	Ti	Mo	Nb	V
А	0,032	1,79	0,27	0,011	0,001	0,21	0,019	< 0,03	0,050	0,032
Б	0,045	1,79	0,23	0,012	0,002	0,21	0,013	< 0,03	0,054	0,038
В	0,080	1,62	0,11	0,014	0,002	0,23	0,012	< 0,03	0,038	< 0,02
Г	0,076	1,53	0,26	0,008	0,002	0,20	0,013	0,11	0,043	0,040

исключением образцов стали В, в которой массовая доля ванадия меньше 0,02 %). Количество марганца в исследованном металле находилось в относительно узких пределах (от 1,53 до 1,79 %). Наиболее существенные отличия в химическом составе исследуемого металла состояли в содержании углерода, которое изменялось в пределах от 0,032 до 0,080 %. По содержанию этого элемента исследованные образцы стали можно разделить на две группы: с низким содержанием углерода (0,032...0,045 % С, условные шифры А и Б) и с повышенным содержанием углерода (0,076...0,080 % С, шифры В и Г). Следует также отметить, что сталь Г, содержащая 0,076 % углерода, кроме ниобия и ванадия дополнительно микролегирована небольшим количеством молибдена, массовая доля которого составляла 0,11 %. В низкоуглеродистой стали А и Б несколько больше массовая доля ниобия (0,050...0,054 %).

Таблица 2. Температура начала и окончания превращения аустенита металла исследуемых образцов стали при разной скорости охлаждения

Условный шифр образца	$t_{8/5}^c$ ($V_{\text{охл.8/5}}, ^\circ\text{C}/\text{c}$)	$T_{\text{н}}, ^\circ\text{C}$	$T_{\text{к}}, ^\circ\text{C}$
А (0,032 % С)	10 (30,0)	664	439
	25 (12,0)	671	456
	45 (6,7)	696	499
Б (0,045 % С)	10 (30,0)	656	453
	25 (12,0)	682	485
	45 (6,7)	695	509
	50 (6,0)	700	510
	55 (5,5)	702	512
В (0,080 % С)	45 (6,7)	650	480
	50 (6,0)	659	491
	55 (5,5)	660	492
	100 (3,0)	707	500
Г (0,076 % С)	25 (12,0)	656	432
	45 (6,7)	657	435
	50 (6,0)	659	440
	55 (5,5)	660	445
	100 (3,0)	670	450

Кинетику структурных превращений металла исследованных образцов стали (температуру начала $T_{\text{н}}$ и окончания $T_{\text{к}}$) при различной скорости их охлаждения в интервале 800...500 °С определяли путем анализа дилатограмм нагрева и охлаждения (табл. 2).

Как и следовало ожидать, для всех исследованных образцов с увеличением времени пребывания (уменьшением скорости охлаждения) металла в температурном интервале 800...500 °С температура начала и окончания превращения возрастает, хотя эти изменения не столь существенны. В связи с этим следует отметить достаточно высокую структурную стабильность исследованных сталей, особенно стали Г, дополнительно микролегированной небольшим количеством молибдена. Так, в диапазоне $t_{8/5}$ от 10 до 45 с ($V_{\text{охл.8/5}}$ от 30 до 6,7 °С/с) $T_{\text{н}}$ металла с низким содержанием углерода (образцы А и Б) находится в пределах 656...696 °С, а стали с повышенным содержанием углерода (образцы В и Г) — 640...657 °С. При этом $T_{\text{н}}$ стали Г, содержащей 0,11 % молибдена, в указанном диапазоне скорости охлаждения практически не меняется и составляет 656...657 °С. В ходе исследований аналогичная зависимость от скорости охлаждения установлена также и для температуры окончания структурных превращений металла (см. табл. 2).

Анализируя результаты определения $T_{\text{н}}$ и $T_{\text{к}}$ стали различного химического состава в условиях изменения скорости охлаждения, можно отметить следующее. В диапазоне скорости охлаждения $V_{\text{охл.8/5}} = 6,7...5,5$ °С/с, соответствующем технической возможности ее регулирования в условиях традиционно используемой многотуповой двусторонней сварки под флюсом труб, в том числе из толстостенного металла, $T_{\text{н}}$ и $T_{\text{к}}$ исследованных образцов стали практически не изменяются и в большей мере зависят от химического состава стали (рис. 1). Так, в указанном диапазоне скорости охлаждения $T_{\text{н}}$ стали с пониженным углеродом (образцы А и Б) находится в районе 700 °С (695...702 °С), а $T_{\text{к}}$ — около 500 °С (499...512 °С). Соответственно $T_{\text{н}}$ стали с большим содержанием углерода (образцы В и Г) составляет 645...660 °С, а $T_{\text{к}}$ — 432...492 °С. Минимальная температура начала и окончания превращений во всем исследованном диапазоне ско-

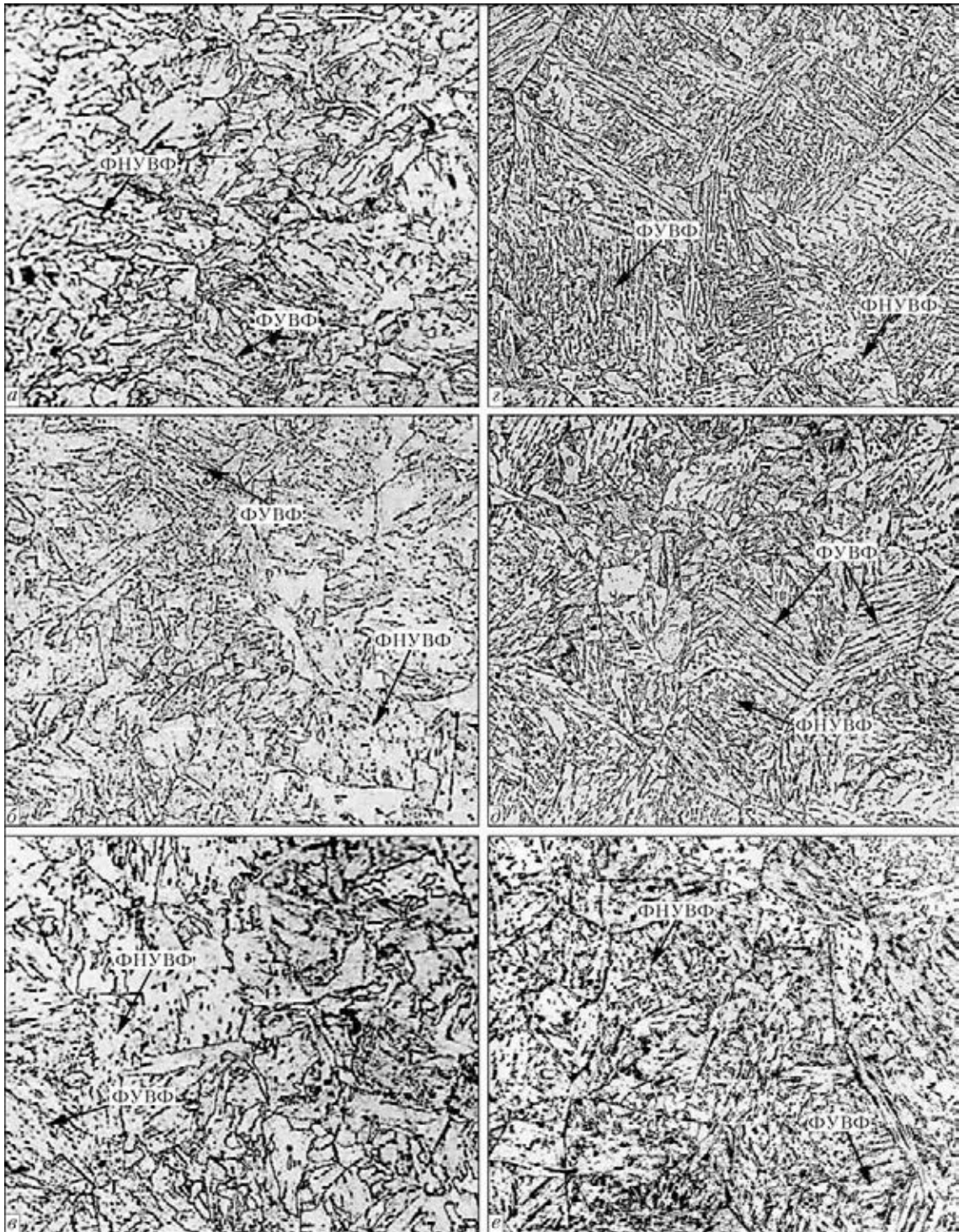


Рис. 2. Микроструктура ($\times 400$) металла образцов имитированной ЗТВ (оптическая микроскопия). Образец А: $V_{\text{охл.8/5}} = 6,7 \text{ }^\circ\text{C/c}$ (а); 12 (б); 30 (в). Образец В: $V_{\text{охл.8/5}} = 6,7 \text{ }^\circ\text{C/c}$ (г); 12 (д); 30 (е). ФНУВФ — феррит с неупорядоченной второй фазой, ФУВФ — феррит с упорядоченной второй фазой

рости охлаждения характерна для стали с углеродом 0,076 %, микролегированной ниобием, ванадием и небольшим количеством молибдена (образец Г).

Для исследования особенностей структурных характеристик металла образцов стали различного химического состава после имитации термического цикла сварки с разной скоростью охлаждения применяли методы оптической и растровой ме-

таллографии. Микрошлифы цилиндрических и прямоугольных образцов стали исследовали после травления в 4%-м спиртовом растворе азотной кислоты (нитале).

В металле с массовой долей углерода 0,08 % (образцы стали В) при скорости охлаждения, типичной для металла ЗТВ сварных соединений труб с толщиной стенки 25...36 мм ($V_{\text{охл.8/5}} = 5,5...6,7 \text{ }^\circ\text{C/c}$), формируется крупнозернистая

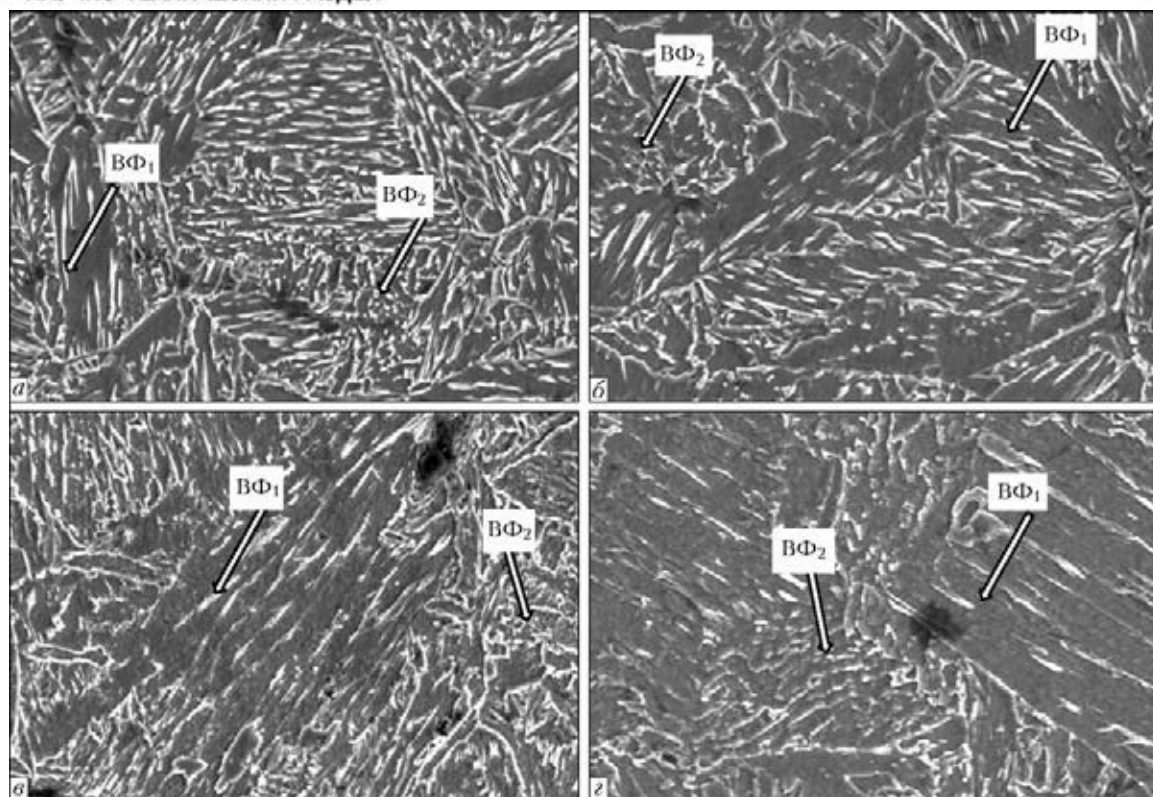


Рис. 3. Микроструктура ($\times 1000$) исследуемых образцов стали после имитации термического цикла сварки (растровая микроскопия): *a, б* — $V_{\text{охл.8/5}} = 6,7 \text{ }^\circ\text{C/c}$ (*a* — образец В; *б* — Г); *в, г* — образец Б (соответственно $V_{\text{охл.8/5}} = 6,7$ и $12 \text{ }^\circ\text{C/c}$); ВФ₁, ВФ₂ — соответственно вторая фаза пластинчатой и зернистой морфологии

(4 номер по ГОСТ 5639) структура пластинчатого феррита с достаточно грубой углеродистой второй фазой (МАК-фаза или карбиды), в основном, сходно ориентированной — упорядоченной (рис. 2, *г* и 3, *a*). Следует отметить, что большинство крупных зерен фрагментировано на отдельные субзерна, что четко определяется размером и ориентацией выделений второй фазы. Вторая фаза преимущественно удлиненной (пластинчатой) морфологии, достаточно плотно распределена в ферритной матрице (рис. 2, *г* и 3, *a*). Повышение $V_{\text{охл.8/5}}$ металла сверх указанного предела (до $12 \text{ }^\circ\text{C/c}$) способствует некоторому увеличению дисперсности и уменьшению объемной доли (плотности распределения) второй фазы (рис. 2, *д*). Зерна, размер которых соответствует 4-5 номеру по ГОСТ 5639, также фрагментированы. Наряду со второй фазой удлиненной формы наблюдаются единичные образования зернистой морфологии, в том числе хаотически расположенные (неупорядоченные). При скорости охлаждения $30 \text{ }^\circ\text{C/c}$ формируется еще более дисперсная микроструктура, представляющая собой феррит с плотно расположенной упорядоченной (около 50 %) и неупорядоченной второй фазой в основном зернистой морфологии (рис. 2, *e*). При снижении скорости охлаждения $V_{\text{охл.8/5}}$ металла до $3 \text{ }^\circ\text{C/c}$ (что возможно, например, при условии, если исходная температура свариваемых кромок перед выполнением наружного шва труб будет

равна примерно $150 \text{ }^\circ\text{C}$) в стали с содержанием углерода 0,080 % (образцы В), кроме грубых пакетов феррита с упорядоченной второй фазой пластинчатой морфологии, по границам бывшего аустенитного зерна наблюдается оторочка доэвтектоидного полигонального феррита (рис. 4, *a*).

Аналогичная зависимость структурных параметров при изменении скорости охлаждения $V_{\text{охл.8/5}}$ наблюдается и в образцах с меньшим содержанием углерода (образцы А и Б, рис. 2, *a-в*; 3, *в-г*; 4, *б*), а также в стали с массовой долей углерода 0,076 % и дополнительно микролегированной небольшим количеством молибдена (образцы Г). При этом в структуре имитированной ЗТВ низкоуглеродистой стали (образцы А и Б), несмотря на большее содержание ниобия, который может способствовать формированию грубых бейнитных пакетов, количество углеродистой структурной составляющей (МАК-фазы) существенно меньше. Образования МАК-фазы в металле ЗТВ этой стали более дисперсны, в большинстве своем имеют зернистую морфологию, а их сходная ориентация слабо выражена.

Следует отметить, что микроструктура металла образцов, моделирующих термический цикл сварки со скоростью охлаждения порядка $V_{\text{охл.8/5}} = 6,7 \text{ }^\circ\text{C/c}$, очень близка к структуре металла на участке крупного зерна ЗТВ сварных соединений труб, изготовленных из стали соответствующего химического состава (рис. 5).



Рис. 4. Микроструктура ($\times 400$) металла образцов имитируемой ЗТВ с замедленной скоростью охлаждения ($t_{8/5} = 100$ с, $V_{\text{охл.8/5}} = 3$ °C/c): *a* — образец В; *б* — Б (ЗПФ — зернограничный полигональный феррит)

Влияние химического состава на структурное состояние металла имитированной ЗТВ более существенно, чем изменение скорости охлаждения в исследуемых пределах. Однозначно установлена зависимость объемной доли (плотности распределения) МАК-фазы и ее морфологии от содержания углерода в стали. Меньшее количество образований МАК-фазы и предпочтительное формирование зерен феррита с МАК-фазой зернистого типа и хаотически (неупорядоченным) ее распределением выявлено в металле с пониженным количеством углерода. Так, например, структура металла образцов А и Б (массовая доля углерода 0,032 и 0,045 %, соответственно) при всех исследованных $V_{\text{охл.8/5}}$ представляет собой, в основном, феррит с дисперсной хаотически расположенной углеродистой фазой (МАК-фазой, карбидами) преимущественно зернистой морфологии (рис. 2, *a–в* и 3, *в–г*) и только в отдельных зернах наблюдается сходная ориентация дисперсной второй фазы. Объемная доля (плотность распределения) второй фазы в металле указанных образцов существенно меньше, чем в стали с большим содержанием углерода (для сравнения, например, см. рис. 3, *a, в*).

С повышением массовой доли углерода в стали до 0,080 % (образцы В) объемная доля (плотность

распределения) частиц МАК-фазы в структуре металла возрастает. При этом МАК-фаза преимущественно сходно ориентирована (упорядоченная) и, как правило, имеет пластинчатую морфологию (рис. 2, *г–е* и 3, *a*).

Дополнительное легирование стали с углеродом 0,076 % молибденом в количестве 0,11 % способствовало некоторому измельчению МАК-фазы, однако не привело к существенному улучшению структурных характеристик металла в ЗТВ.

Таким образом, металлографическими исследованиями установлено, что в достаточно широком диапазоне изменения скорости охлаждения в интервале температур 800...500 °C в металле исследованных образцов образуется, в основном, структура бейнитного типа — пластинчатый феррит с упрочняющей второй фазой (МАК- или карбидной фазой), плотность распределения, расположение (ориентация), размеры и морфология которой определяются преимущественно химическим составом и, в меньшей мере, скоростью охлаждения $V_{\text{охл.8/5}}$ (в исследованном диапазоне). В стали с массовой долей углерода 0,08 % при скорости охлаждения, близкой к скорости охлаждения металла при сварке рабочих швов труб (примерно 6,7 °C/c), формируется структура, предс-

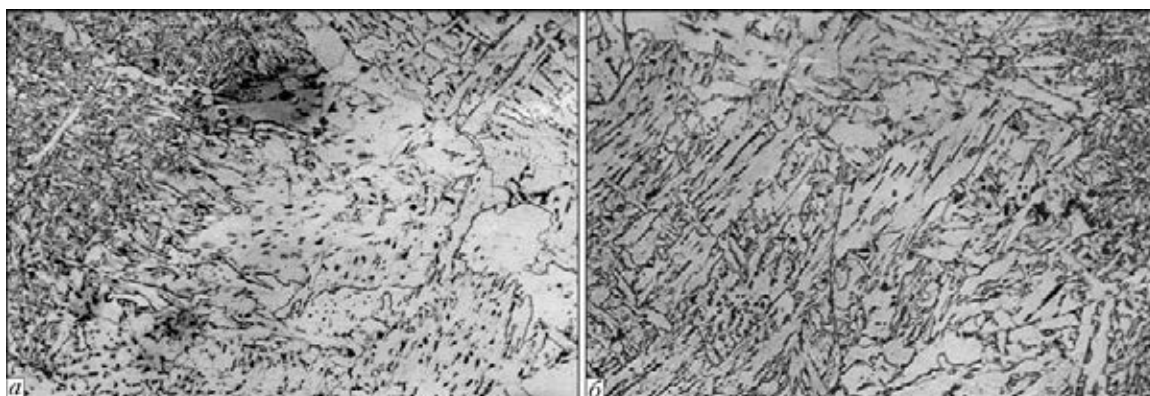


Рис. 5. Микроструктура ($\times 400$) металла на участке крупного зерна ЗТВ сварных соединений труб из стали X70 различного химического состава: *a* — сталь Б; *б* — В



Таблица 3. Ударная вязкость металла образцов имитированной ЗТВ сварных соединений

Условный шифр образца (содержание углерода)	$V_{\text{охл.8/5}}, \text{ }^\circ\text{C/c}$	$KCV, \text{ Дж/см}^2, \text{ при } T, \text{ }^\circ\text{C}$		
		-30	-20	-10
А (0,032 % С)	6,7	$\frac{38,9; 46,7; 48,2}{44,6}$	$\frac{29,2; 45,8; 54,2}{43,1}$	$\frac{119,5; 125,8; 132,4}{125,9}$
	12	$\frac{41,5; 60,4; 61,2}{54,4}$	$\frac{39,5; 62,8; 77,3}{59,9}$	$\frac{120,4; 134,5; 178,7}{144,5}$
	30	$\frac{41,7; 59,9; 60,1}{53,9}$	$\frac{49,0; 62,9; 79,5}{63,8}$	$\frac{122,4; 135,2; 187,6}{148,4}$
В (0,080 % С)	6,7	$\frac{22,4; 25,8; 29,4}{25,9}$	$\frac{22,2; 31,6; 35,2}{29,7}$	$\frac{51,5; 55,8; 60,4}{55,9}$
	12	$\frac{30,8; 30,9; 35,2}{32,3}$	$\frac{30,7; 33,9; 50,1}{38,2}$	$\frac{51,0; 61,3; 70,1}{60,8}$
	30	$\frac{25,4; 22,8; 31,6}{26,6}$	$\frac{40,1; 41,5; 50,0}{43,9}$	$\frac{57,4; 57,7; 64,3}{59,8}$
Г (0,076 % С)	6,7	$\frac{31,4; 34,5; 35,8}{33,9}$	$\frac{33,7; 35,3; 38,5}{35,8}$	$\frac{58,5; 68,3; 70,6}{65,8}$
	12	$\frac{40,2; 41,4; 42,9}{41,5}$	$\frac{42,4; 49,8; 52,9}{48,4}$	$\frac{85,1; 87,4; 95,7}{89,4}$

Примечание. В числителе указаны единичные значения, в знаменателе — средние.

тавляющая собой крупные пакеты пластинчатого феррита с одинаково ориентированной второй фазой, в основном, удлиненной формы. Снижение содержания углерода до 0,032...0,045 % способствует существенному уменьшению плотности распределения и увеличению дисперсности углеродистой фазы. При этом дисперсная МАК-фаза в основном зернистой морфологии расположена хаотически. Такие структурные характеристики металла, с точки зрения его ударной вязкости, более предпочтительны. Существенное увеличение дисперсности и изменение плотности распределения и морфологии МАК-фазы в структуре исследованных образцов с содержанием углерода 0,08 % наблюдалось лишь при увеличении скорости охлаждения $V_{\text{охл.8/5}}$ до 30 $^\circ\text{C/c}$. Однако указанная скорость охлаждения находится за пределами технических возможностей при многодуговой двухпроходной сварке под флюсом рабочих швов газонефтепроводных труб, особенно с повышенной толщиной стенки.

Результаты испытаний на ударный изгиб образцов размером 10×10 мм с острым надрезом, имитирующих участок крупного зерна ЗТВ сварных соединений труб, приведенные в табл. 3, хорошо согласуются с установленными особенностями структурных характеристик металла. Так, изменение скорости охлаждения $V_{\text{охл.8/5}}$ в исследованном диапазоне существенно не повлияло на величину KCV . Например, при увеличении $V_{\text{охл.8/5}}$ от 6,7 до 30 $^\circ\text{C/c}$ средние значения ударной вязкости KCV стали В с 0,08 % С при температуре испытания минус 10 $^\circ\text{C}$ изменялись от 55,9 до 59,8 Дж/см², при минус 20 $^\circ\text{C}$ — от 29,7 до

43,9 Дж/см², при минус 30 $^\circ\text{C}$ — от 25,9 до 26,6 Дж/см², т. е. не более чем на 14 Дж/см². Столь незначительная разница показателей вязкости наблюдалась и при изменении скорости охлаждения образцов стали с меньшим содержанием углерода (табл. 3, сталь А).

Существенно большее влияние на ударную вязкость металла имитированной ЗТВ, как и на структурно-фазовое его состояние, оказал химический состав стали и, в первую очередь, содержание углерода. Для образцов стали В (0,08 % С), охлаждаемых со скоростью 6,7 $^\circ\text{C/c}$ (типичной для многодуговой сварки труб под флюсом), среднее значение KCV при температуре минус 10 $^\circ\text{C}$ составляло лишь 55,9 Дж/см². В этих же условиях на образцах стали А (0,032 % С) KCV_{-10} равнялось 125,9 Дж/см². Со снижением температуры испытания до минус 20 $^\circ\text{C}$ и минус 30 $^\circ\text{C}$ уровень значений KCV металла имитированной ЗТВ уменьшался, однако установленная зависимость от содержания углерода сохранялась.

Как показали фрактографические исследования, все испытанные ударные образцы (из стали различного химического состава и охлажденные с разной скоростью) при температуре минус 30 $^\circ\text{C}$ разрушились по квазихрупкому механизму, за исключением небольшого участка под надрезом с вязким ямочным характером излома (рис. 6, а, в).

Размеры фасеток квазискола составляют в основном 20...70 мкм, что примерно соответствует размерам субструктурных образований фрагментированного зерна 4 номера, наблюдаемого в металле при металлографических исследованиях (рис. 6, б, ж).

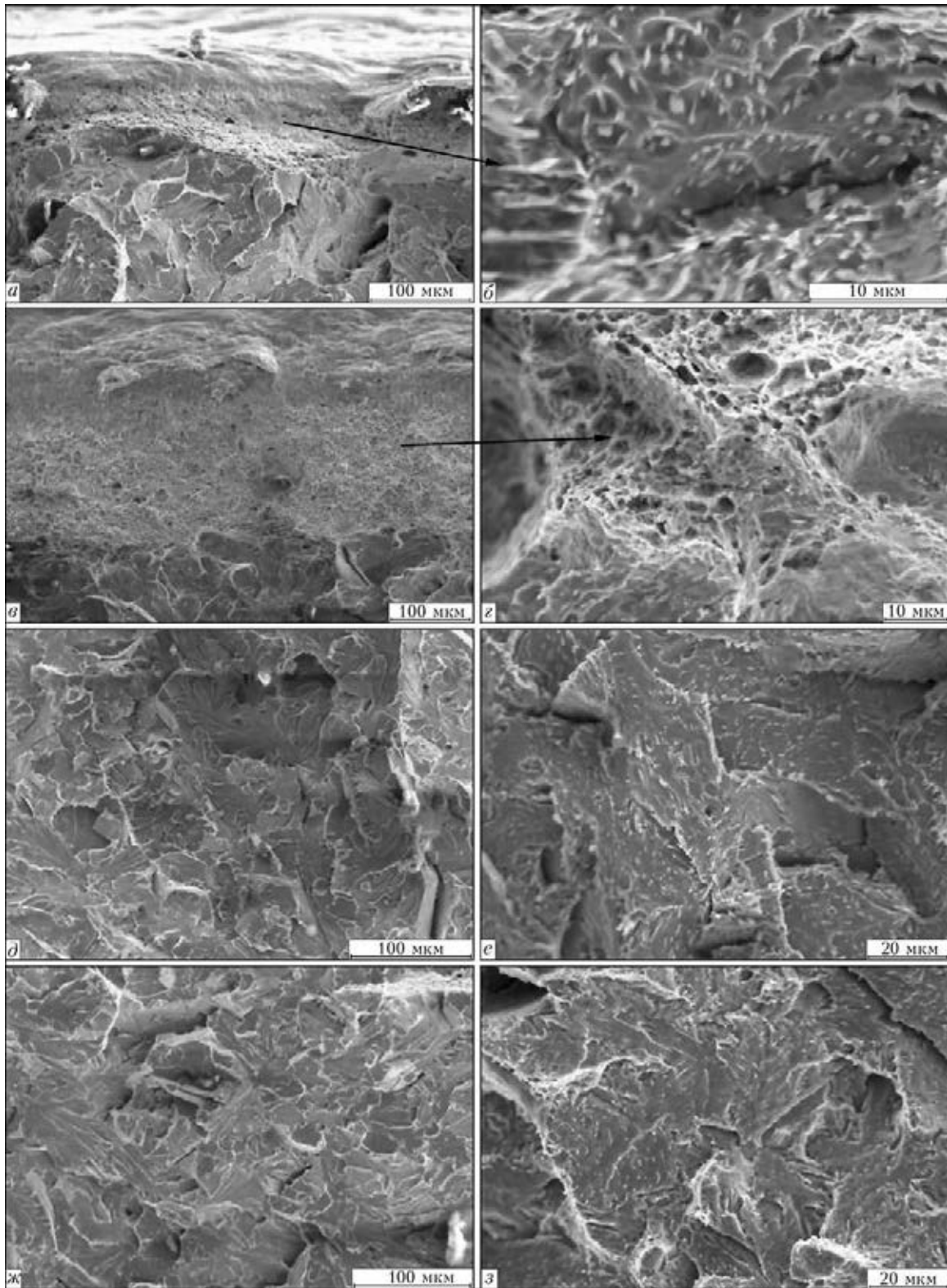


Рис. 6. Типичные фрактограммы излома: образец В — вязкая часть под надрезом (*а* — нетравленный; *б* — после травления); участок квазискола (*д* — нетравленный; *е* — после травления); образец А — вязкая часть под надрезом (*в* — нетравленный; *г* — после травления); участок квазискола (*ж* — нетравленный; *з* — после травления)

С целью оценки влияния МАК-фазы (ее размеров и морфологии) на характер разрушения при испытании на ударный изгиб поверхность излома образцов подвергали травлению в нитале (для выявления конфигурации частиц МАК-фазы). Как показали исследования этих образцов, значитель-

ное количество мелких раздробленных частиц МАК-фазы наблюдается внутри ямок на вязкой части излома образцов стали с повышенным углеродом (образцы В, рис. 6, *б*). В стали с 0,032 % С (образцы А) размеры и количество таких частиц существенно меньше (рис. 6, *г*). На поверхности



фасеток квазискола выявлено лишь небольшое количество достаточно дисперсных частиц МАК-фазы, плотность распределения и морфология которых в образцах стали с различным углеродом существенно не отличается (рис. б, е, з). Между тем металлографическими исследованиями установлена достаточно четкая зависимость между количеством и морфологией выделений МАК-фазы и содержанием углерода в стали (см., например, рис. 3, а, в).

Аналогичные показатели ударной вязкости металла и характер разрушения образцов, моделирующих ЗТВ, зафиксированы и при температуре минус 20 °С.

При температуре минус 10°С, когда, как отмечалось, разница в значениях ударной вязкости металла имитированной ЗТВ для стали различного химического состава наибольшая, образцы А с низким углеродом разрушались, в основном, по вязкому механизму. Доля вязкого излома в образцах с большим углеродом (сталь В, 0,080 % С) не превышала 40 %.

Результаты испытаний на ударный изгиб и фрактографических исследований поверхности излома разрушенных образцов позволяют предположить, что особенности выделений частиц МАК-фазы (плотность их распределения, размеры и морфология) в большей мере влияют на энергию вязкого разрушения, способствуя образованию микропор и их дальнейшему слиянию при деформации. При хрупком разрушении влияние частиц МАК-фазы менее выражено.

Выводы

1. Исследованы имитирующие ЗТВ сварных соединений труб образцы стали различного химического состава, отличающиеся, преимущественно, содержанием углерода, в условиях охлаждения металла с различной скоростью. Установлено, что в металле исследованного химического состава в достаточно широком интервале скоростей охлаждения образуется, в основном, структура бейнитного типа — пластинчатый феррит с упрочняющей второй фазой (МАК- или карбидной

фазой), плотность распределения, расположение (ориентация), размеры и морфология которой определяются преимущественно химическим составом и, в меньшей мере, скоростью охлаждения $V_{\text{охл.8/5}}$ металла в исследованном диапазоне.

2. Поскольку при двухпроходной многодуговой сварке труб, особенно с повышенной толщиной стенки, технологические возможности изменения скорости охлаждения сварного соединения ограничены, для повышения вязкости металла ЗТВ необходимо в большей мере использовать возможности металлургического фактора посредством ограничения содержания элементов, снижающих температуру превращения аустенита, а также карбидообразующих элементов, в частности, углерода, молибдена, ниобия и др.

1. *ОТТ-23.040, -КТН-314-09.* Трубы нефтепроводные большого диаметра. Общие технические требования, 2009. — 34 с.
2. *Offshore Standart DNV-OS-F101.* Submarine Pipeline Systems. Det Norske Veritas. — 2000. — 167 p.
3. *Морозов Ю. Д., Эфрон Л. И.* Стали для труб магистральных трубопроводов: состояние и тенденции развития // *Металлург.* — 2006. — № 5. — С. 56–58.
4. *Graf M., Niederhoff K.* Toughness behavior of the heat-affected zone (HAZ) in double submerged-arc welded large-diameter pipe. // *Pipeline technology conference.* Oostende (Belgium), 15–18 Oct. 1990. — P. 13.1–13.9.
5. *Кирьян В. И., Семенов С. Е.* Оценка соответствия целевому назначению сварных соединений магистральных трубопроводов из микрولةгированных сталей // *Автомат. сварка.* — 1995. — № 3. — С. 4–9.
6. *Грабин В. Ф., Денисенко А. В.* Металловедение сварки низко- и среднелегированных сталей. — Киев: Наук. думка, 1978. — 254 с.
7. *Гривняк И., Мацуда Ф.* Металлографическое исследование мартенситно-аустенитной составляющей (МАС) металла ЗТВ высокопрочных низколегированных сталей // *Автомат. сварка.* — 1994. — № 3. — С. 22–30.
8. *Terada Y., Shinokara Y., Hara T. et al.* High-strength linepipes with excellent HAZ toughness // *Nippon steel technical report.* — 2004. — № 90. — P. 89–93.
9. *Актуальные проблемы исследования физико-механических свойств материалов для сварных и паяных конструкций / Г. М. Григоренко, В. В. Квасницкий, С. Г. Григоренко и др. // 36. наук праць НУК.* — Миколаїв: НУК, 2009. — № 5. — С. 96–105.
10. *Uwer D., Degenkolbe I.* Kennzeichnung von Sweißtemperaturzyklen hinsichtlich ihrer Auswirkung auf die mechanischen Eigenschaften von Schweißverbindungen // *Stahl und Eisen* 97. — 1977. — № 24. — S. 1201–1208.

Поступила в редакцию 26.06.2013