



# 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 наложения 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  $\eta$  — тепловой КПД сварки, принятый равным 1 для сварки под флюсом;  $\lambda$  — коэффициент теплопроводности стали, равный  $3,8 \cdot 10^{-4}$  кДж/см·с·град;  $\rho$  — плотность стали, г/см<sup>3</sup>;  $c$  — удельная теплоемкость стали, Дж/г·град;  $\rho c = 0,005$  кДж/см<sup>3</sup>·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

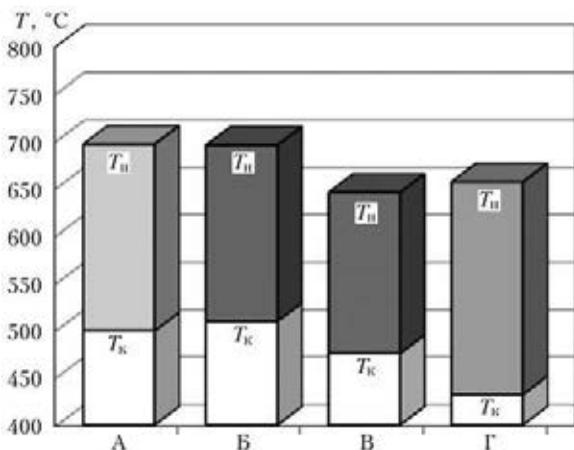


Рис. 1. Температура начала  $T_n$  и окончания  $T_k$   $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения металла исследуемых образцов при скорости охлаждения  $V_{охл. 8/5} = 6,7$  °С/с



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
Г (0,076 % С)	100 (3,0)	707	500
	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 многодуговой 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-

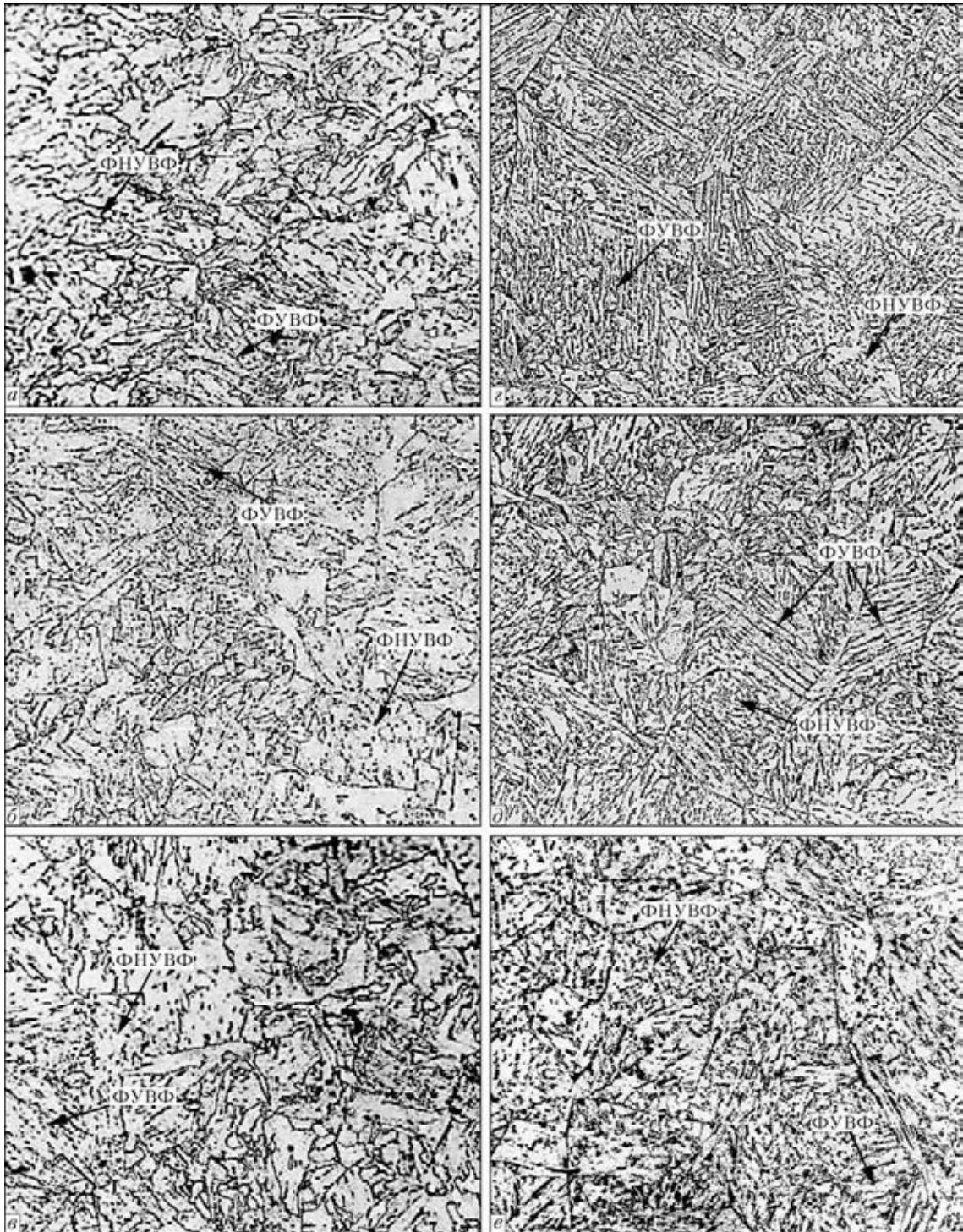


Рис. 2. Микроструктура ( $\times 400$ ) металла образцов имитированной ЗТВ (оптическая микроскопия). Образец А:  $V_{\text{охл.8/5}} = 6,7 \text{ }^\circ\text{C/c}$  (а); 12 (б); 30 (в). Образец В:  $V_{\text{охл.8/5}} = 6,7 \text{ }^\circ\text{C/c}$  (з); 12 (д); 30 (е). ФНУВФ — феррит с неупорядоченной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

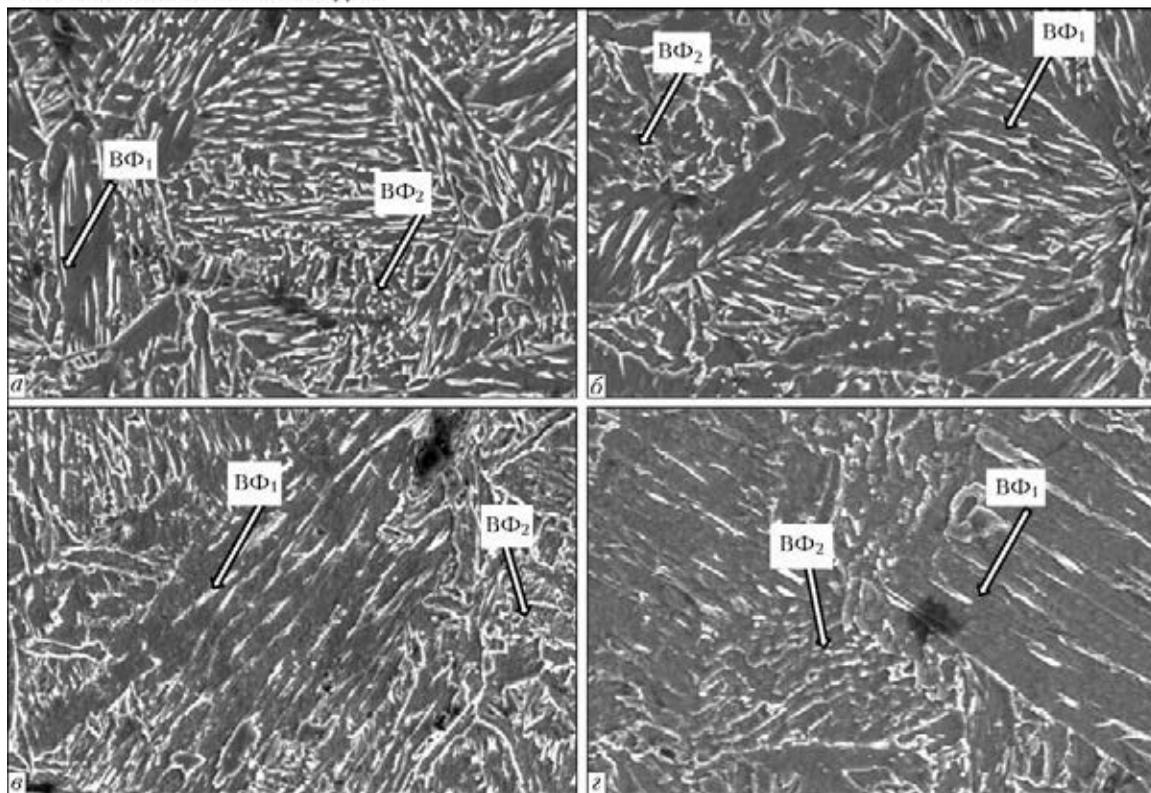


Рис. 3. Микроструктура ( $\times 1000$ ) исследуемых образцов стали после имитации термического цикла сварки (растровая микроскопия): а, б —  $V_{\text{охл.8/5}} = 6,7 \text{ }^\circ\text{C/c}$  (а — образец В; б — Г); в, г — образец Б (соответственно  $V_{\text{охл.8/5}} = 6,7$  и  $12 \text{ }^\circ\text{C/c}$ ); ВФ<sub>1</sub>, ВФ<sub>2</sub> — 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, а). 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, а). 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, е). 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 трубы 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, а).

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, а-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).

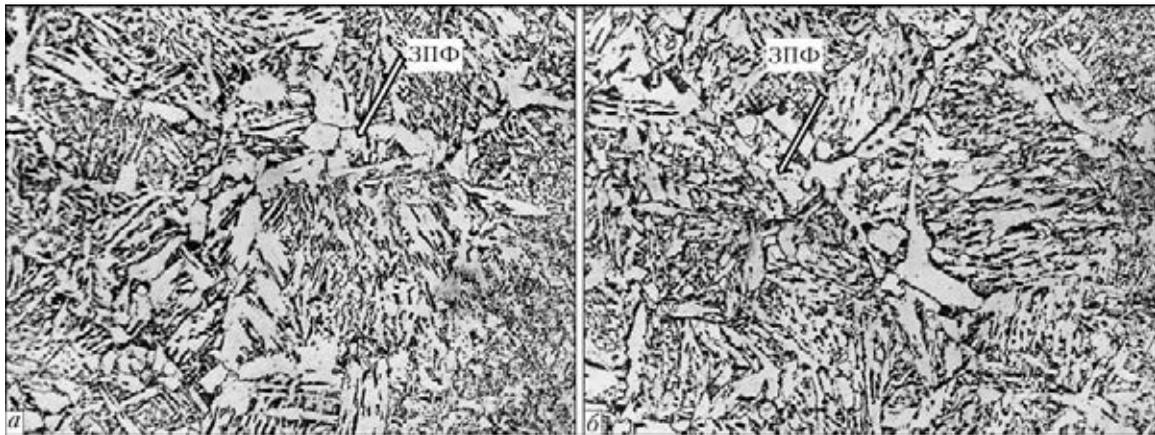


Рис. 4. Микроструктура ( $\times 400$ ) металла образцов имитируемой ЗТВ с замедленной скоростью охлаждения ( $t_{8/5} = 100$  с,  $V_{\text{охл.8/5}} = 3$  °C/c): *a* — образец В; *б* — Б (ЗПФ — зернограничный полигональный феррит)

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-

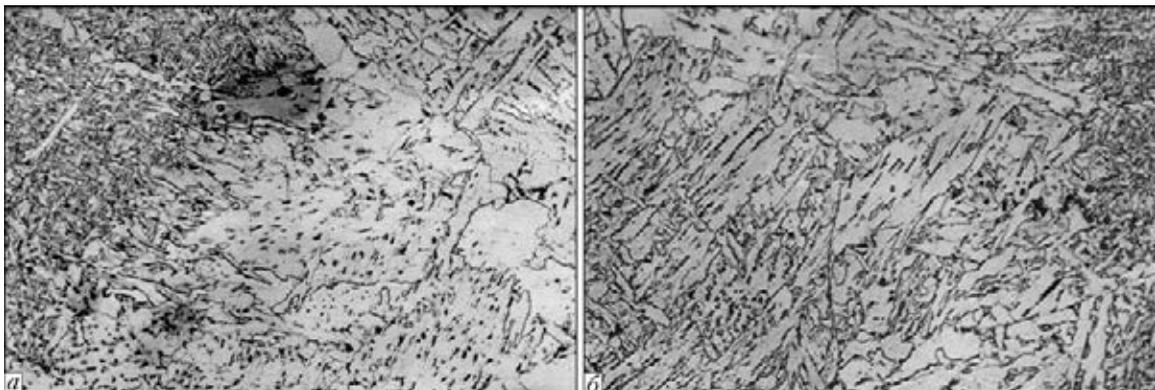


Рис. 5. Микроструктура ( $\times 400$ ) металла на участке крупного зерна ЗТВ сварных соединений труб из стали X70 различного химического состава: *a* — сталь Б; *б* — В



Таблица 3. Ударная вязкость металла образцов имитированной ЗТВ сварных соединений

Условный шифр образца (содержание углерода)	$V_{\text{охл.8/5}}, \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$	$KCV, \text{ Дж}/\text{см}^2, \text{ при } T, \text{ } ^\circ\text{C}$		
		-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  $^\circ\text{C}/\text{c}$ . 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  $^\circ\text{C}/\text{c}$  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/см<sup>2</sup>, при минус 20  $^\circ\text{C}$  — от 29,7 до

43,9 Дж/см<sup>2</sup>, при минус 30  $^\circ\text{C}$  — от 25,9 до 26,6 Дж/см<sup>2</sup>, т. е. не более чем на 14 Дж/см<sup>2</sup>. 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  $^\circ\text{C}/\text{c}$  (типичной для многодуговой сварки труб под флюсом), среднее значение  $KCV$  при температуре минус 10  $^\circ\text{C}$  составляло лишь 55,9 Дж/см<sup>2</sup>. В этих же условиях на образцах стали А (0,032 % С)  $KCV_{-10}$  равнялось 125,9 Дж/см<sup>2</sup>. 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 фраттографические 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).

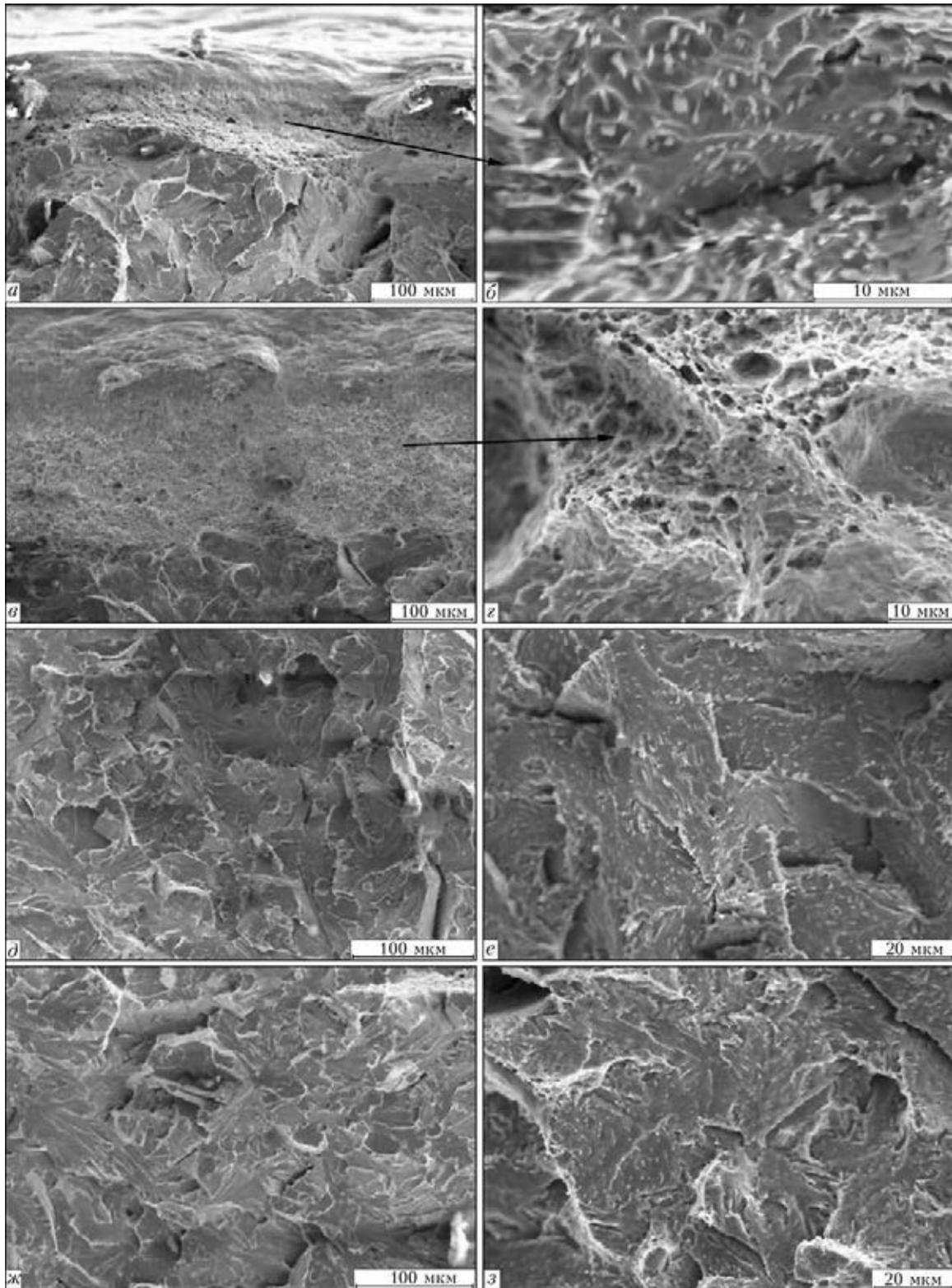


Рис. 6. Типичные фраттограммы излома: образец В — вязкая часть под надрезом (*а* — нетравленный; *б* — после травления); участок квазискола (*д* — нетравленный; *е* — после травления); образец А — вязкая часть под надрезом (*в* — нетравленный; *г* — после травления); участок квазискола (*ж* — нетравленный;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