

ратуре 900 °С. В случае, если в парах трения постоянно имеют место значительные динамические воздействия, во избежание скола диффузионно упрочненных поверхностей целесообразно получать боросилицированные слои, состоящие из конгломерата боридных и силицидных фаз. Такие диффузионные слои можно сформировать в случае боросилицирования в разработанных порошковых смесях и обмазках при температуре 1000 °С.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Ситкевич, М. В.* Совмещенные процессы химико-термической обработки с использованием обмазок / М. В. Ситкевич, Е. И. Бельский. – Мн.: Вышэйш. шк., 1987. – 156 с.

2. *Григоров, П. К.* Методика определения хрупкости борированного слоя / П. К. Григоров, А. И. Кахтанов // Повышение надежности и долговечности деталей машин. – Ростов на Дону, 1972. – Вып. 16. – С. 97–98.

УДК 621.074

И. В. ЗЕМСКОВ, канд. техн. наук, **И. К. ФИЛАНОВИЧ** (БНТУ)
А. М. БИБИКОВ (НПП «Самарские горизонты»)

СВОЙСТВА ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ ДЛЯ ЗАБОЙНЫХ ТЕЛЕМЕТРИЧЕСКИХ СИСТЕМ БУРОВОГО ОБОРУДОВАНИЯ

Эффективность поиска месторождения нефти и газа значительно возрастает при наклонном и горизонтальном бурении скважин, при котором используются забойные телеметрические системы, размещаемые внутри трубы. Как правило, нефтяные компании закупают импортное телеметрическое оборудование. В настоящее время идет разработка и поставка забойных телеметрических систем отечественного производства, для изготовления которых необходимы трубные заготовки из стали со специальными свойствами.

Выпускаемые металлургией специальные стали не удовлетворяют в полном объеме требуемым свойствам, поэтому в НПП «Самарские горизонты» с использованием компьютерной программы

«Сплав» разработаны для этих целей экспериментальная сталь типа 45Х6Г13Н7ФЛ и технология ее центробежного литья. В БНТУ в лаборатории кафедры «Металлургия литейных сплавов» разработана технология вертикального непрерывного литья из этой стали трубных заготовок. Для выбора оптимального способа производства трубных заготовок выполнен сравнительный анализ свойств экспериментальной стали в заготовках, полученных этими разными способами литья. Заготовки непрерывного литья получали в лабораторных условиях БНТУ, а центробежного – в заводских. Результаты определения расчетным способом свойств по компьютерной программе «Сплав» и фактическое значение $\sigma_{вр}$ приведены в табл. 1 и 2, микроструктура сплавов – на рис. 1 и 2.

Таблица 1

Элемент	Массовое содержание, %	$\Delta E_{эс}$ при $T = 20^\circ\text{C}$, кгм/моль	$\Delta E_{эс}$ при $T = 120^\circ\text{C}$, кгм/моль
Fe	73,980	1082,246	1010,998
Mn	11,800	-57,302	-55,352
Cr	6,010	-6,020	-9,892
Ni	5,430	27,865	25,627
V	1,210	8,273	8,080
Mo	0,520	3,295	3,288
Si	0,540	-8,975	-8,421
C	0,460	21,806	22,521
S	0,030	-0,724	-0,703
P	0,020	-0,495	-0,485
$\Delta E_{эс}$, кгм/моль		1069,97	995,661
$\sigma_{\text{тяж}}$, кгс/мм ²		112,08	104,30
$\sigma_{\text{н}}$ оптимальный, кгс/мм ²		112,08	104,30
D – плотность сплава при $+20^\circ\text{C}$, г/см ³			7,78
$V_{\text{моля}}$ – объем моля сплава при $+20^\circ\text{C}$, г/см ³			95
Фактическое значение $\sigma_{вр}$			104,8 кг/мм ²

Таблица 2

Элемент	Массовое содержание, %	$\Delta E_{\text{эс}}$ при $T = 20^\circ\text{C}$, кгм/моль	$\Delta E_{\text{эс}}$ при $T = 120^\circ\text{C}$, кгм/моль
Fe	73,230	1082,246	1010,998
Mn	12,850	-60,040	-60,895
Cr	5,820	-5,890	-9,677
Ni	5,980	31,002	28,512
V	1,040	7,183	7,016
Mo	0,350	2,241	2,236
Si	0,230	-3,862	-3,623
C	0,450	21,551	22,257
S	0,030	-0,731	-0,710
P	0,020	-0,500	-0,485
$\Delta E_{\text{эс}}$, кгм/моль		1070,20	995,62
$\sigma_{\text{плк}}$, кгс/мм ²		111,15	103,40
σ_0 , оптимальный, кгс/мм ²		91,92	85,52
D – плотность сплава при $+20^\circ\text{C}$, г/см ³		7,79	
$V_{\text{моля}}$ – объем моля сплава при $+20^\circ\text{C}$, г/см ³		96	
Фактическое значение $\sigma_{\text{вр}}$		83,2 кг/мм ²	

Очевидно, что образец № 1 (при непрерывном литье) представляет собой мелкозернистую структуру со средним размером зерна ~0,1 м. В структуре наблюдается незначительное выделение карбида хрома, который может благоприятно выделяться из раствора при медленном охлаждении и после повторного нагрева в интервале температур 450–800 °С. Очень длительный повторный нагрев также способствует выделению карбида хрома внутри зерен. Не исключено, что в структуре могут наблюдаться и другие карбиды, интерпретация которых несколько затруднена. Так, углерод, растворимый при высокой температуре (1050 °С), также может выделяться в виде карбида MeC.

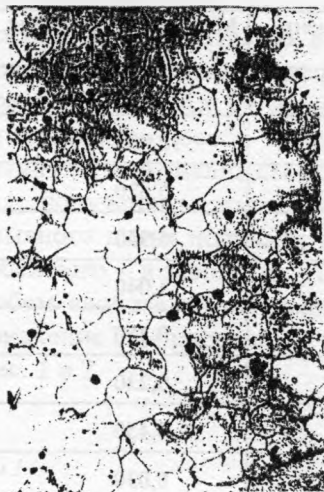
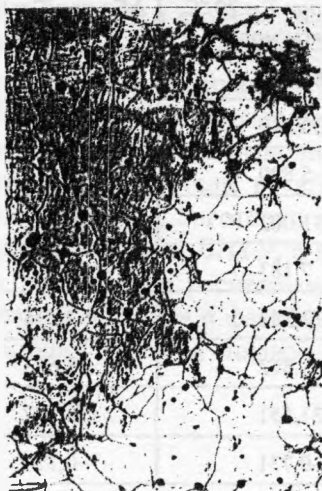


Рис. 1. Микроструктура стали, полученная полунепрерывным способом литья, $\times 100$

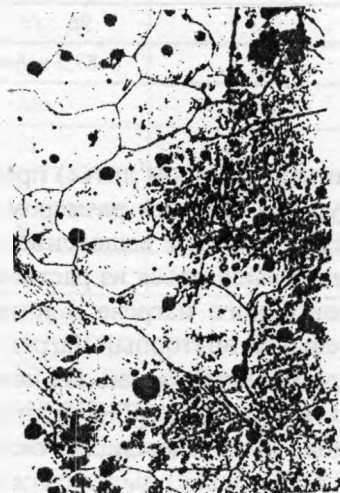


Рис. 2. Микроструктура стали, полученная центробежным способом литья, $\times 100$

При центробежном литье (образец № 2) зерна имеют довольно большие размеры (размер зерен – 0,3–0,7мм), карбидные выделения довольно большие и их количество также высокое.

Характер разрушения образцов № 1, 2 при 12-кратном увеличении представлен на рис. 3, 4. На образце № 1 излом выявляется хрупким по всему сечению, что свидетельствует о высоких прочностных характеристиках материала. Это, в свою очередь, связано с тем, что структура образца № 1 – мелкозернистая, что подтверждается металлографией сплава (рис. 1).

На образце № 2 наблюдается грубое разрушение материала, при этом имеют место несплошности материала в виде темных участков.

Общий характер изломов представляется как хрупкое разрушение сталей под действием ударной нагрузки.

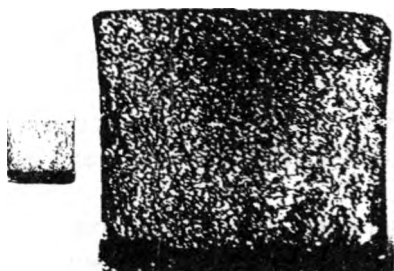


Рис. 3. Излом образца № 1, $\times 12$

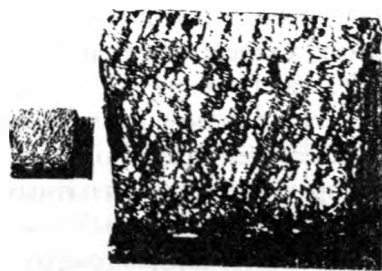


Рис. 4. Излом образца № 2, $\times 12$

Наличие в образце № 2 структурной неоднородности и дефектов в виде несплошностей материала по границам зерен может привести к разрушению деталей при их эксплуатации.

В связи с тем, что стали, применяемые для изготовления немагнитных труб, должны иметь магнитную проницаемость $\mu < 1,02$ гс/э, были определены магнитные свойства образцов № 1, 2. Образцы для измерения магнитной проницаемости были вырезаны из исследуемых труб и имели следующие характеристики: диаметр стержня – 6 мм; длину стержня – 30 мм.

Магнитная проницаемость исследуемой стали проводилась на установке «Ферротестер 2738/S-3», с помощью которой можно из-

мерять магнитные свойства ферромагнитных материалов. При помощи данного прибора могут измеряться кривые намагничивания, магнитная насыщенность, остаточная намагничиваемость, коэрцитивная сила, магнитная проницаемость ферромагнитных образцов. Магнитная проницаемость μ – это физическая величина, характеризующая изменение магнитной индукции B среды при воздействии магнитного поля H ($\mu = B/\mu_0 H$), где μ_0 – магнитная постоянная и определяется снятием петли гистерезиса материала.

Для определения μ исследуемых сталей предварительно было исследовано железо особой чистоты (армко-железо), получена его петля гистерезиса и проведена калибровка изображения по H и B .

Из классического соотношения $B_{\max} = \mu H_{\max}$ была определена магнитная проницаемость исследуемого эталонного чистого железа ($\mu = 1400$ Гс/э). Это значение согласуется с табличными данными. Аналогично была определена магнитная проницаемость μ исследуемых сталей: образец № 1 $\mu = 1,009$ Гс/э, образец № 2 – $1,010$ Гс/э.

Таким образом, исследование магнитной проницаемости аустенитных сталей показало, что $\mu = 1,009$ – $1,010$ Гс/э, т. е. стали являются практически немагнитными.

Рентгеноструктурный анализ образцов № 1, 2 проводился на рентгеновском дифрактометре ДРОН-2.0 в FeK_{α} -излучении: $U_a = 20$ кВ, $I_a = 20$ мА, $V_{\text{счет}} = 1$ °/мин. Длина волны рентгеновского излучения $\lambda_a = 1,937$ Å.

Расшифровка дифрактограммы представлена в табл. 3. Определение межплоскостных расстояний проводилось с использованием уравнения Вульфа-Бреггов: $2d \sin \theta = n\lambda$, где d – межплоскостные расстояния атомных плоскостей кристалла; θ – угол отражения рентгеновских лучей от плоскостей кристалла; n – порядок отражения (равен 1); λ – длина волны рентгеновского излучения.

$$\text{Из этого уравнения} \Rightarrow \frac{d}{n} = \frac{\lambda}{2 \sin \theta}.$$

Эти значения для отражений 1 1 1 и 2 0 0 представлены в табл. 3. Кроме того, для полной интерпретации структурного состояния образцов были определены параметры кристаллической решетки сплавов (рис. 5).

Таблица 3

Образец № 1						Образец № 2					
<i>I</i>	20°	$d/n, \text{Å}$ эксп.	α, β	$d/n, \text{Å}$ табл.	Фаза	<i>I</i>	20°	$d/n, \text{Å}$ эксп.	α, β Å	d/n табл.	Фаза
				$\alpha\text{-Fe}$	Параметр решетки $a, \text{Å}$					$\alpha\text{-Fe}$	Пара- метр решетки, $a, \text{Å}$
ср.	50,15	2,284	β			50,2	2,285	β			
C	55,7	2,072	α	2,08		55,6	2,075	α	2,08		
о.сл.	58,4	1,984	β			58,2	1,990	β			
ср.	65,0	1,802	α	1,080		64,75	1,808	α	1,80		
* ср.	126,6	1,0835	α	1,080	3,595	126,25	1,085	α	1,080	3,597	
				$\frac{d}{n} \rightarrow$					$\frac{d}{n} \rightarrow$		
				для чисто- го железа					для чисто- го железа		

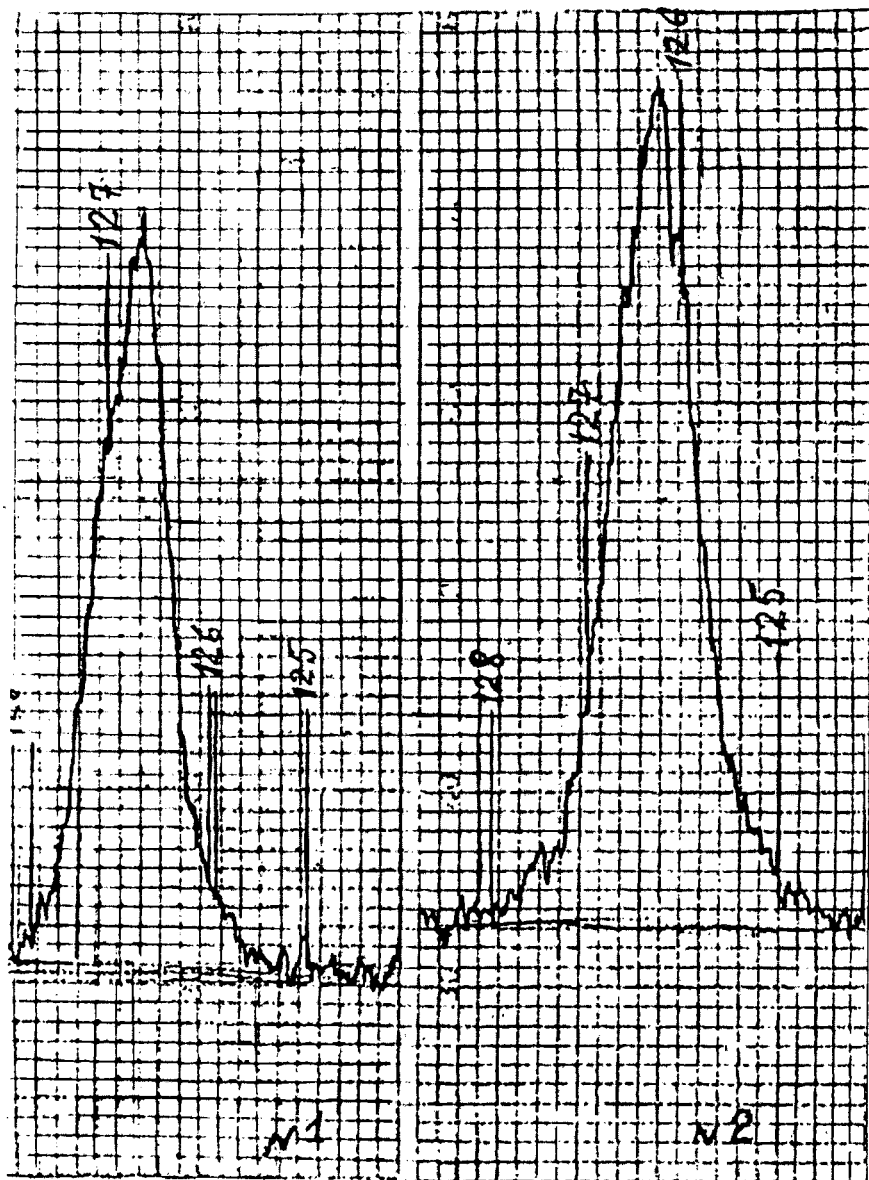


Рис. 5. Профили интерференционной линии 311 для определения параметра кристаллической решетки: образец № 1 – $a = 3,595 \text{ \AA}$; образец № 2 – $a = 3,597 \text{ \AA}$

Так как относительное изменение параметров решетки $\frac{\Delta a}{a} \rightarrow 0$ при $\theta \rightarrow 90^\circ$, была выбрана интерференционная линия 3 1 1 с углом $2\theta \approx 126,6^\circ$ и по ней определяли параметры кристаллической решетки сплавов согласно уравнению

$$a = \frac{\lambda}{2d \sin \theta} \sqrt{H^2 + K^2 + L^2},$$

где H, K, L – индексы интерференции.

Эти данные также представлены в табл. 3.

Анализируя интенсивности интерференционных линий, их уширение, межплоскостные расстояния, можно сделать вывод, что образец № 1 имеет более совершенную кристаллическую структуру (однородный γ -твердый раствор на основе γ -Fe) по отношению к структуре образца № 2.

Это проявляется в том, что интерференционные пики 1 1 1, 2 0 0 выявляются более четкими, интенсивными и имеют минимальное уширение, что свидетельствует о степени совершенства кристаллического строения материала.

По уширению и размытию интерференционных линий можно судить о степени влияния внешних воздействий на структурное состояние вещества (например, пластическая деформация и др.).

Сопоставляя межплоскостные расстояния образцов, видим, что $\frac{d}{n}$ для образца № 1 отличаются от $\frac{d}{n}$ для образца № 2. Это, возможно, связано с особенностями литья образца № 2.

Таким образом, на основании проведенных исследований можно сделать вывод о том, что применение непрерывного метода литья для стали 45X6Г13Н7ФЛ обеспечивает изделиям более мелкую и плотную структуру металла и более высокие прочностные характеристики.