

С.В.Бобырь, Г.В.Левченко, Е.Г.Дёмина, Д.В.Лошкарёв

## ВЛИЯНИЕ КОМПЛЕКСНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И СТОЙКОСТЬ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ ШТАМПОВЫХ СТАЛЕЙ

Исследовано влияние комплексного легирования на структуру, твёрдость и стойкость низколегированных сталей для штампов. Установлено, что микролегирование стали титаном повышает стойкость штампов, в сравнении с микролегированием ванадием.

**Штампы, низколегированные стали, комплексное легирование, структура, стойкость**

Современное состояние вопроса. Штампы горячего деформирования, работающие при повышенных температурах в условиях переменного многократного нагрева и охлаждения рабочего слоя, динамических нагрузок, часто выходят из строя из-за образования и развития термических трещин. С целью повышения долговечности инструмента, испытывающего воздействие тепловых циклических нагрузок, стали предназначенные для его изготовления должны обладать высокой теплостойкостью, твёрдостью, достаточной вязкостью и устойчивостью против разгара [1].

Обычно для штампов горячего деформирования применяются легированные стали типа 3Х2В8Ф, 4ХВ2С, 4Х5В2ФС, 5ХНМ, 6ХВГ и т.п. [2, 3]. Однако использование в производственных условиях базовой штамповой стали 5ХНМ не позволило обеспечить высокую стойкость инструмента горячей деформации стали. Гораздо более высокую стойкость в условиях горячей деформации имеют низколегированные стали с пониженным содержанием углерода [1].

В связи с этим, цель работы заключалась в исследовании влияния комплексного легирования на структуру и стойкость штамповых сталей с пониженным содержанием углерода.

### Материал и методика исследований.

Материалом исследования являлись низколегированные стали для изготовления инструмента горячей деформации. Химический состав исследуемых сталей, их твёрдость и стойкость приведены в табл. 1. Низколегированные стали № 1 – 5 выплавлены в лабораторных условиях (экспериментальные плавки выполнены н.с. Грушко П.Д.), № 6, 7 – стали промышленной выплавки.

Низколегированные стали с переменным содержанием легирующих и микролегирующих элементов (№ 1 – 5) выплавляли в печи Таммана и охлаждали в интервале температур кристаллизации с одинаковой скоростью. Температуру в лабораторных условиях измеряли платина – платинородиевыми термопарами (диаметр 0,5 и 0,1 мм), с записью на

двухкоординатном самописце КСП-4. Химический состав сплавов определяли по ДСТУ 2841–94 (ГОСТ 27809–95) (табл. 1).

Таблица 1. Химический состав исследуемых сталей

№	Сталь	Содержание элементов, % масс.							Твёрдость (НВ)	Стойкость, цикл.
		C	Si	Mn	Cr	Ni	V	Ti		
1	Ст. 30	0,29	0,24	0,73	0,06	0,06	–	0,006	179	400
2	30ТФ	0,29	0,23	0,75	0,06	0,06	0,030	0,040	223	480
3	30ГС	0,27	0,73	1,15	0,05	0,02	0,001	0,002	207	450
4	30ГСФ	0,34	0,71	1,15	0,09	0,04	0,039	0,002	241	430
5	30ГСТ	0,34	0,71	1,14	0,09	0,04	0,001	0,020	217	450
6	Ст. 30	0,24	0,29	0,67	0,15	0,06	0,001	0,008	175	460
7	20ХФ	0,16	0,34	0,56	0,63	0,06	0,048	0,007	165	660

Навески опытных сталей массой 200 г плавил в алундовых тиглях, нагревая до температуры  $1600^{\circ}\text{C}$  ( $T_{\text{H}}$ ) в печи электросопротивления в слабо восстановительной атмосфере гелия, выдерживали 5–10 минут. После раскисления кремнием и введения легирующих и модифицирующих добавок расплав с тиглем охлаждали от  $1600^{\circ}\text{C}$  до  $1200^{\circ}\text{C}$  в печи ШП-I. Скорость охлаждения в интервале кристаллизации составляла порядка  $1,5^{\circ}\text{K}/\text{с}$ . От температуры  $1200^{\circ}\text{C}$  лабораторные сплавы охлаждали на воздухе (рис. 1).

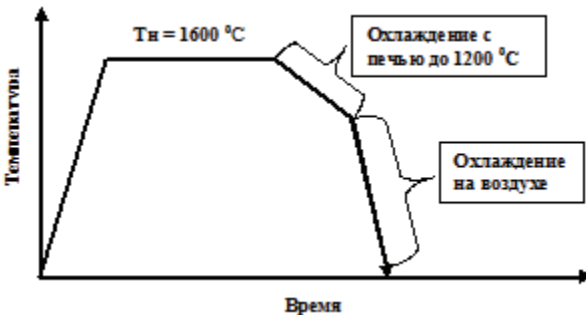


Рис. 1. Термическая схема эксперимента

Из разрезанных вдоль вертикальной оси цилиндрических отливок диаметром 30 мм и

высотой 60 мм готовили образцы для металлографического анализа.

Нагрев под нормализацию и термоциклирование сталей лабораторной выплавки осуществляли в муфельной электропечи. Контроль температуры производили потенциометром ПП-63 с хромель-

алюмелевыми термопарами диаметром 0,3 мм. Стойкость образцов лабораторных сталей определяли путём многократного повторения термической обработки нагрев до 700<sup>0</sup>С, закалка в воду. Такие испытания отражают режимы работы штамповых сталей в заводских условиях, зарождение трещин на поверхности которых имеет усталостный характер.

Шлифы для исследования структуры готовили по стандартной методике. Микроструктуру исследуемых сталей изучали на микроскопах «Neophot-2» и «Axiovert 200 M MAT» при увеличениях 100 – 1000.

Стали 30 и 20ХФ выплавляли и испытывали в промышленных условиях ОАО «Интерпайп НТЗ». Микроструктуру, твёрдость и стойкость этих сталей изучали на образцах, отобранных от штампов весом 350 кг прессы 10 000 тн.

Микротвёрдость (Н<sub>ц</sub>) структурных фаз определяли на приборе ПМТ-3 при нагрузке 50 г и увеличении 485 по ГОСТ 9450. Общую твёрдость исследуемых сталей определяли по методу Бринелля (НВ).

Зависимости между химическим составом сталей их твёрдостью и стойкостью определяли методами регрессионного анализа.

#### **Результаты исследований.**

Микроструктуры исследуемых сталей в литом состоянии представлены на рис. 2. Малые добавки ванадия и титана измельчают зерно аустенита, причём под влиянием ванадия средний размер зёрен аустенита в стали 30ГСФ уменьшается в 1,2 раза, по сравнению с базовой низколегированной сталью 30ГС (рис. 4, а). Малая добавка титана в сталях 30ТФ и 30ГСТ уменьшает размер зерна аустенита в 1,7–2 раза, по сравнению с базовыми сталями – углеродистой 30 и низколегированной 30ГС. Поэтому присутствие в стали микродобавок титана приводит к более эффективному измельчению аустенитной структуры, по сравнению с ванадием.

С другой стороны, ванадий проявляет себя, как сильный карбидообразующий элемент [4]. Ванадий увеличивает количество цементита, а следовательно, и перлитной составляющей в большей мере, чем титан (рис. 4, б).

Металлографическое исследование структуры поверхности штампов из сталей 30 и 20ХФ показывает наличие значительной деформации в поверхностном слое с большой фрагментацией как феррита, так и перлита (рис. 3). В поверхностном слое не обнаружены закалочные структуры, что свидетельствует о нагреве поверхности штампов в процессе работы ниже температуры А<sub>с1</sub>.

Трещины в стали 30 имеют значительную длину (300 – 500 мкм) и ширину (100 – 200 мкм) с разрушившимися окислами внутри трещины (рис. 3, а). Трещины в стали 20ХФ имеют меньшую длину (100 – 200 мкм) и ширину (5 – 20 мкм) с плотной оболочкой окислов вокруг трещины (рис. 3, б). Рост трещин в стали 20ХФ происходит с меньшей скоростью, чем в стали 30, что обусловлено её легированием хромом.

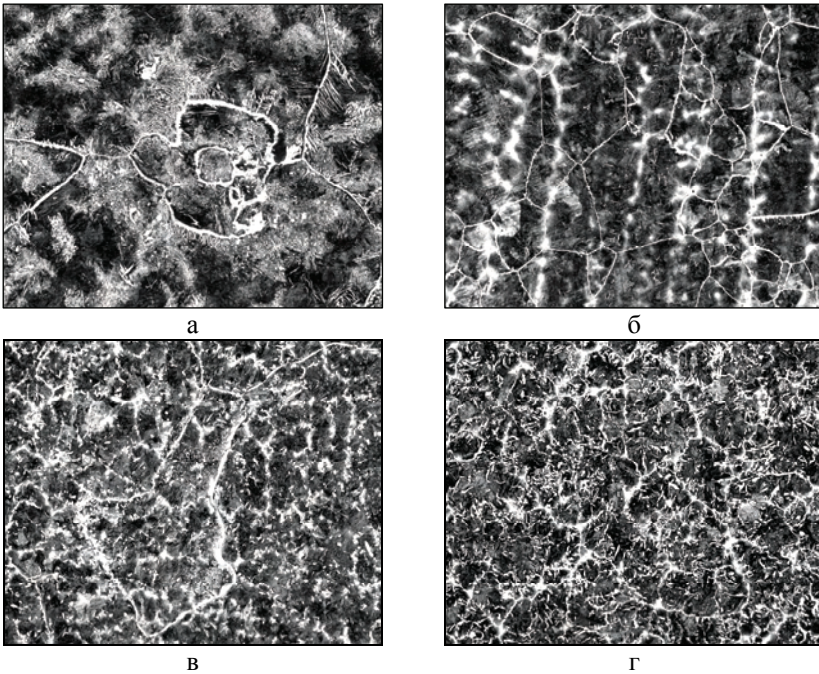


Рис. 2. Микроструктура исследуемых сталей (литое состояние),  $\times 20$ : а – сталь 30, б – 30ТФ, в – 30ГСФ, г – 30ГСТ

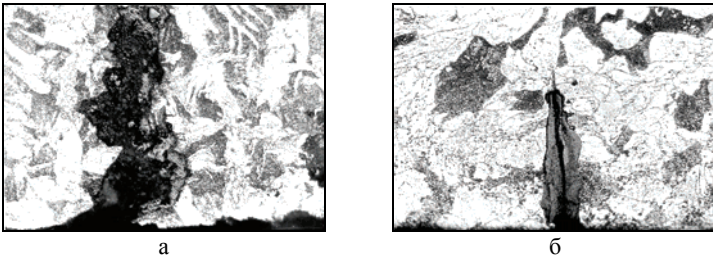
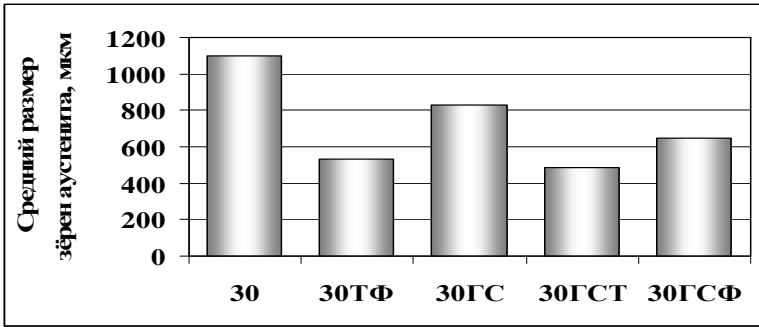
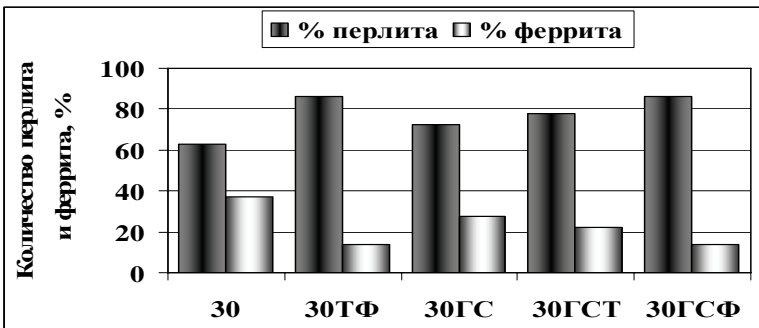


Рис. 3. Микроструктура поверхности штампов: а – сталь 30; б – 20ХФ;  $\times 200$

Как показали выполненные исследования, микроструктура штампов на расстоянии 10 мм от поверхности соответствует структуре горячекатаного состояния стали (рис. 5). Сталь 20ХФ содержала меньшее количество перлита в своей структуре из-за более низкого содержания углерода в составе. Измерение микротвёрдости структурных составляющих стали 30 показывает определённое их изменение от поверхности вглубь штампа (табл. 2). Микротвёрдость феррита изменяется более значительно, чем перлита, что подтверждает его значительную деформацию и наклёп со стороны рабочей поверхности.

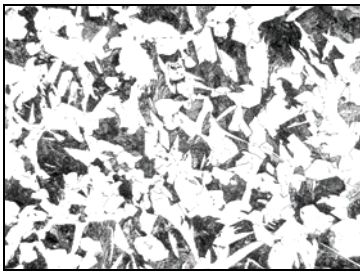


а

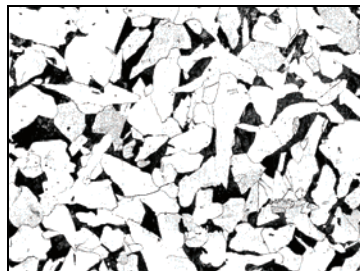


б

Рис. 4. Размер зёрен аустенита (а) и количество перлита и феррита (б) в исследуемых сталях



а



б

Рис. 5. Микроструктура штампов из сталей (центральные слои),  $\times 100$ : а – сталь 30, б – 20ХФ

В процессе эксплуатации поверхность штампа разогревается до температуры  $\sim 700^{\circ}\text{C}$ . При этом происходит сфероидизация перлита в поверхностном слое. Основываясь на результатах металлографического анализа, можно предположить, что зарождение трещин на поверхности штампа носит усталостный характер. Деформация поверхностного слоя

штампа при повышенных температурах приводит к упрочнению металла в месте его контакта с заготовкой, накоплению дефектов кристаллической решетки феррита и зарождению трещин. Зарождение и распространение трещин на фазовой феррито–перлитной границе трещины не обнаружено.

Таблица 2. Микротвёрдость структурных составляющих стали 30

Наименование структурных составляющих	Микротвёрдость в месте измерения, Н/мм <sup>2</sup>		
	поверхность	2 мм от пов–ти	5 мм от пов–ти
Феррит	2039,8	1819,1	1667,1
Перлит	2914,5	2824,3	2772,3

Распространение трещины в металле штампа связано с процессом окисления – образования окислов по поверхности трещины. В стали 30 образуются хрупкие оксиды железа, способствующие росту трещины в металле вглубь и в ширину. В связи с этим, стойкость штампов из стали 30 была пониженной и составляла 460 циклов. В стали 20ХФ за счёт легирования хромом образуются более прочные окислы вокруг трещины, препятствующие её быстрому распространению в металле. Поэтому стойкость штампов из этой стали составляет 660 циклов.

Методами регрессионного анализа установлена связь между содержанием легирующих элементов, твёрдостью и стойкостью штампов из низколегированных сталей, испытанных в промышленных условиях (20 составов).

Для твёрдости (коэффициент множественной корреляции  $R = 0,995$ ):

$$HB = 93,9 + 239,5C + 71,4 Si + 19,6 Ni + 266,8 V - 357,8 Ti \quad (1)$$

Для стойкости ( $R = 0,985$ ):

$$\text{Стойкость (циклы)} = 379,4 - 101,0C - 114,8 Si + 129,3Mn + 416,2Cr + 36,1Ni - 312,6V + 410,2 Ti \quad (2)$$

Сталь для изготовления штампов горячего деформирования должна иметь такой уровень твёрдости, чтобы сохранить оптимальное сочетание вязкости и износостойкости наряду с высоким сопротивлением пластической деформации. Промышленные эксперименты показали, что уровень твёрдости сталей 30 и 20ХФ является достаточным для обеспечения высокой износостойкости. Стали с высокой твёрдостью, имеют, как правило, пониженную стойкость (табл. 1). Следовательно, стали для работы в условиях интенсивного охлаждения, должны иметь пониженное содержание углерода (менее 0,20 % масс.).

Выполненные исследования позволили также установить, что микролегирование стали ванадием повышает прочностные свойства стали, однако способствует снижению стойкости и преждевременному образованию сетки разгара.

Следует отметить, что стали, в состав которых входит ванадий, показали пониженный уровень стойкости (табл. 1), по-видимому, из-за образования легкоплавких эвтектик с окислами ванадия  $V_2O_5$ . Температура плавления оксида ванадия, образующегося в стали, ниже температуры эксплуатации штампа; ниже по сравнению с другими оксидами (табл. 2) [5].

Таблица 2. Температуры плавления оксидов элементов

Оксид	SiO <sub>2</sub>	V <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	NiO	TiO <sub>2</sub>	MnO	Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub>	BaO	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
Температура плавления, °С	1710	690	1990	1855	1785	1597	1918	2425

Установлено, что микролегирование титаном оказывало положительное воздействие на повышение стойкости штампов, в сравнении с микролегированием ванадием. На основании выполненных исследований для изготовления инструмента деформации разработана новая микролегированная сталь, не содержащая ванадий, с повышенной термостойкостью. Применение этой стали позволило обеспечить стойкость штампов 740 циклов деформации.

#### **Выводы.**

1. Исследовано влияние комплексного легирования (Mn, Si, V, Ti) на параметры структуры стали 30. Установлено, что присутствие в стали титана более эффективно, по сравнению с ванадием, измельчает аустенитную структуру.

2. Показано, что за счёт легирования хромом в микроструктуре стали 20ХФ вокруг трещины разгара образуются прочные окислы, препятствующие её быстрому распространению вглубь металла, что повышает стойкость штампов.

3. С помощью методов регрессионного анализа установлено, что микролегирование стали ванадием повышает твёрдость стали, однако способствует снижению стойкости из-за преждевременного образования сетки разгара.

4. Выявлено, что микролегирование стали титаном оказывает положительное воздействие на повышение стойкости штампов.

1. Штампы для горячего деформирования металлов./ М.А.Тылкин, Д.И.Васильев, А.М. Рогалев и др. – М.: Высшая школа, 1977. – 496с.
2. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. – М.: Металлургия, 1975. – 584 с.
3. Коротков В.А. Исследование стойкости штампового инструмента из стали 5ХНМ // Бюл. «Черная металлургия». – 2010. – №3 – С.72–76.

4. *Влияние* микролегирования на структуру и термоциклическую стойкость низколегированных штамповых сталей / Г.В.Левченко, С.В.Бобирь, Е.Г.Дёмина и др. // МтОМ: Наук. та інф. Бюл. ПДАБтА. – № 1. – 2008. – С.51–57.
5. *Гороновский И.Г.* Краткий справочник по химии. – К.: Наукова Думка, 1987. – 835 с.

*Статья рекомендована к печати  
докт.техн.наук, проф. В.В.Парусовым*

***С.В.Бобирь, Г.В.Левченко, К.Г.Дьоміна, Д.В.Лошкаръов***

**Вплив комплексного легування на структуру й стійкість низьколегованих штампових сталей**

Досліджено вплив комплексного легування на структуру, твердість і стійкість штампів з низьколегованих сталей. Встановлено, що мікролегування сталі титаном позитивно впливало на підвищення стійкості штампів, у порівнянні з мікролегуванням ванадієм.