

УДК 669.15-194

**О ЦЕЛЕСООБРАЗНОСТИ ЛЕГИРОВАНИЯ МЕДЬЮ ДЛЯ  
ПОВЫШЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ  
УДАРНО-АБРАЗИВНО-КОРРОЗИОННОГО ИЗНАШИВАНИЯ**

**А.В. Ефременко**

*Приазовский государственный технический университет*

Наличие воды, водных растворов, других коррозионно-активных сред в зоне трения значительно активизирует процесс абразивного и ударно-абразивного изнашивания металлических поверхностей [1]. Износостойкость в этом случае рекомендуют повышать за счет введения элементов, увеличивающих коррозионную стойкость сплавов. К таким элементам, в частности, относится медь, которая используется при легировании строительных сталей 10ХСНД и 10ХНДП для повышения стойкости к атмосферной коррозии [2]. По мнению компании «Reserve Mining», введение меди уменьшает износ мелющих шаров при мокром измельчении руд [3]. Очевидно, по этой причине ряд североамериканских фирм выпускают мелющие шары (например, под торговой маркой «Moly-Cor») из сталей, содержащих 0,12-0,37 % Cu [4]. Вместе с тем, вопрос о целесообразности использования меди для повышения ударно-абразивно-коррозионной износостойкости сталей остается в настоящее время открытым.

Целью данной работы являлось исследование возможности повышения износостойкости низколегированной стали в условиях ударно-абразивно-коррозионного изнашивания за счет ее дополнительного легирования медью. Материалом служили Cr-Mn-Si стали лабораторной выплавки, содержание меди в которых варьировалось от 0,02 до 1,13 % (табл.1).

Таблица 1

**Химический состав исследованных сталей**

№ стали	Содержание, масс. %:							
	C	Mn	Si	Cr	S	P	Al	Cu
1 (эталон)	0,73	2,10	0,61	0,69	0,019	0,020	0,080	0,02
2	0,74	2,08	0,60	0,69	0,020	0,022	0,070	0,23
3	0,73	2,06	0,59	0,69	0,017	0,020	0,062	0,43
4	0,73	2,05	0,59	0,68	0,018	0,022	0,048	0,80
5	0,74	2,02	0,59	0,66	0,014	0,018	0,068	1,13

Слитки массой 4 кг ковали в полосу толщиной 14 мм, из которой после отжига изготавливали образцы размером 10x10x25 мм. Образцы подвергали термообработке по режимам: 1) закалка от 850 °С с последующим отпуском при 200-600 °С; 2) аустенизация при 850 °С и непрерывное охлаждение с различными скоростями (средняя в интервале 850-550 °С/с скорость охлаждения составляла  $V_{охл}$ =50,0; 9,0; 6,0; 2,5; 0,5; 0,05 °С/с). Испытания на изнашивание производили по методике [5], используя рабочий раствор, по составу близкий к технической воде Центрального ГОКа. Коэффициент износостойкости ( $\epsilon$ ) определяли отношением износа образцов к износу эталонной стали № 1 (без меди), закаленной и отпущенной при 200 °С. Для качественной оценки изме-

нения коррозионной стойкости сталей использовали величину комбинационного потенциала ( $E_{\text{комб}}$ ), определенного в гальванической паре «сталь–медь» в дистиллированной воде (принимали значения  $E_{\text{комб}}$ , соответствующие выходу кривой  $E_{\text{комб}}=f(\tau)$  на участок стабилизации (рис.1, а)).

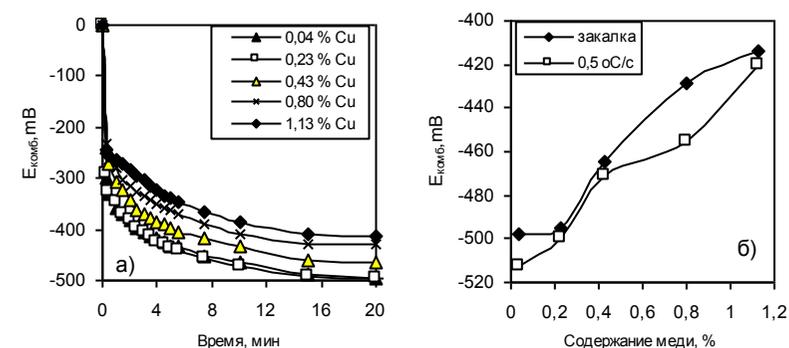


Рис.1. Изменение  $E_{\text{комб}}$  закаленных сталей во времени (а) и влияние меди на величину  $E_{\text{комб}}$ .

Как следует из рис.1, все исследованные стали являлись электроотрицательными относительно меди, т.е. «работали» в гальванической паре анодом. Установлено, что введение меди в некоторой степени повышает стойкость стали к электро-химической коррозии: введение 1,13 % Cu увеличило комбинационный потенциал стали на 17-18 %. Вместе с тем, влияние меди на  $E_{\text{комб}}$  становится заметным, начиная с 0,43 % Cu. В состоянии закалки исследованные имели некоторое преимущество в коррозионной стойкости по сравнению с состоянием, полученным охлаждением от 850 °C со скоростью 0,5 °C/c (рис.1, б).

После закалки от 850 °C сталь без меди (№ 1) имела твердость 62,5 HRC. По мере роста содержания меди твердость закаленной стали постепенно снизилась до 61 HRC, что было вызвано нарастанием количества остаточного аустенита вследствие снижения медью точки Mn. При отпуске твердость во всех сталях снижается примерно одинаково, при этом после отпуска при 200-300 °C более твердыми на 1-2 HRC оказываются стали с малым содержанием меди, а после отпуска при 500 °C – стали с 0,80-1,13 % Cu.

На рис.2 показано изменение коэффициента износостойкости сталей по мере изменения температуры отпуска ( $t_{\text{отп}}$ ). Из рисунка следует, что после закалки все стали имеют примерно одинаковую износостойкость. Однако при  $t_{\text{отп}}=200$  °C проявляется преимущество медьсодержащих сталей в сопротивлении изнашиванию, причем коэффициент износостойкости растет прямо пропорционально увеличению концентрации меди, достигая максимума ( $\varepsilon=1,13$ ) в стали с 1,13 % Cu. По мере дальнейшего роста  $t_{\text{отп}}$  различие в износостойкости сталей уменьшается, и в интервале  $t_{\text{отп}}=400-600$  °C все стали показывают одинаковые результаты, за исключением «всплеска» износостойкости стали

№1 при  $t_{отп}=500\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

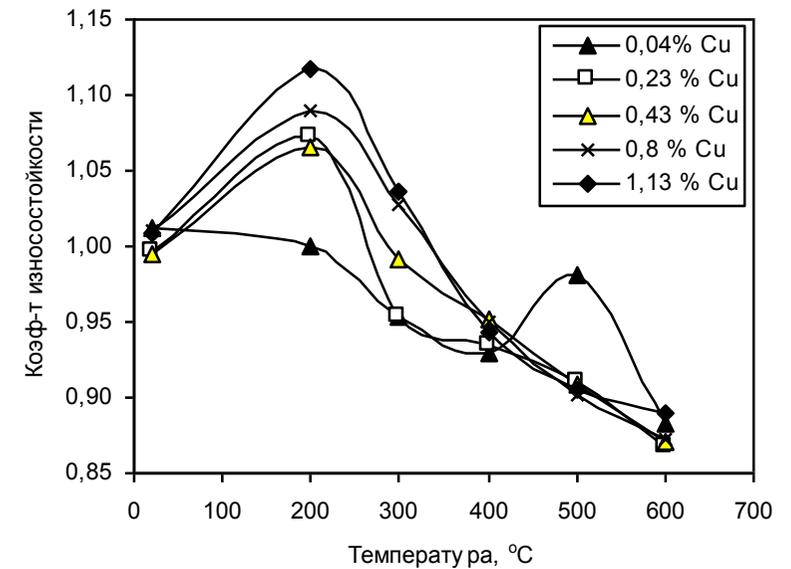


Рис.2. Влияние температуры отпуска на износостойкость исследованных сталей.

Введение меди существенно повышает прокаливаемость стали. Об этом можно судить по данным рис.3, а, из которого следует, что уже при содержании 0,23 % Cu скорость охлаждения, необходимая для получения твердости свыше 55 HRC, снижается с 30 до 6 °C/с, а в сталях с 0,43-1,13 % Cu — до 2 °C/с. В стали без меди снижение скорости охлаждения приводит к переходу от мартенситной структуры ( $V_{охл}=50\text{ }^{\circ}\text{C/с}$ ) к перлитно-мартенситной ( $V_{охл}=2,5-6\text{ }^{\circ}\text{C/с}$ ), затем — к перлитно-бейнитно-мартенситной ( $V_{охл}=0,5\text{ }^{\circ}\text{C/с}$ ) и к перлитной ( $V_{охл}=0,05\text{ }^{\circ}\text{C/с}$ ). Такая последовательность смены микроструктурного состояния является следствием смещения бейнитной области на «С»-образной диаграмме стали № 1 резко вправо по отношению к перлитной. Медь, не влияя на положение бейнитной области, дополнительно сдвигает перлитную область вправо, вследствие чего при  $V_{охл}=0,5-6\text{ }^{\circ}\text{C/с}$  в структуре сталей №№ 2-5 уменьшается количество перлита и возрастает доля мартенсита (рис.4), что приводит к повышению твердости стали.

Как следует из рис.3, б, снижение скорости охлаждения в целом уменьшает износостойкость сталей, хотя при  $V_{охл}=6\text{ }^{\circ}\text{C/с}$  в медьсодержащих сталях (в отличие от стали №1) наблюдается увеличение  $\epsilon$  на 5-6 % относительно  $V_{охл}=50\text{ }^{\circ}\text{C/с}$ . Это объясняется сочетанием достаточно высокой твердости (более 55 HRC) с пониженным уровнем микронапряжений, что благоприятно

влияет как на механическую составляющую износа, так и на коррозионную стойкость стали. Т.е., при  $V_{охл} = 6 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$  создаются условия для проявления положительного влияния меди на ударно-абразивно-коррозионную износостойкость стали.

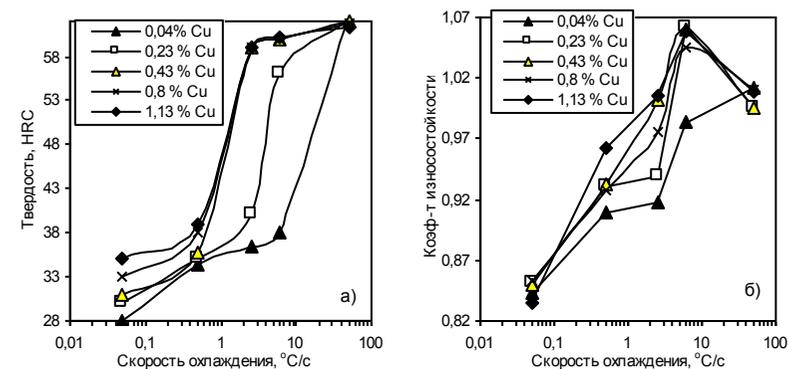


Рис.3. Влияние скорости охлаждения после аустенизации на твердость (а) и износостойкость (б) исследованных сталей.



Рис.4. Микроструктура стали № 5 (охлаждение с  $V_{охл} = 0,5 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$ )  $\times 1000$

Анализируя полученные результаты, можно отметить следующее. Введение до 1,13 % Cu в низколегированную Ст-Mn-Si-сталь в определенной степени повышает ее сопротивление электрохимической коррозии и ударно-абразивному изнашиванию в коррозионно-активной среде, при этом износостойкость растет пропорционально увеличению содержания меди. Наибольший прирост износостойкости достигается после закалки и низкого отпуска –

износ снижается на 9-13 %. Дополнительное увеличение износостойкости металлоизделий из медьсодержащей стали может быть достигнуто за счет повышения прокаливаемости стали. Констатируя наличие положительного эффекта, отметим, что требуется проверка экономической целесообразности введения меди применительно к конкретным условиям эксплуатации с учетом удорожания стали при долегировании медью. Это составит предмет дальнейших исследований в данном направлении.

### **ВЫВОДЫ**

Введение в сталь 75ХГ2С меди в количестве до 1,13 % повышает прокаливаемость стали и ее сопротивление ударно-абразивно-коррозионному изнашиванию. Прирост износостойкости увеличивается пропорционально содержанию меди, достигая 13 % при 1,13 % Cu. Преимущество медьсодержащих сталей в наибольшей степени проявляется в состоянии закалки и низкого отпуска.

### **ИСПОЛЬЗОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА**

1. Batchelor A.W. Predicting synergism between corrosion and abrasive wear / A.W.Batchelor, G.W.Stachowiak // Wear. - 1988. - V. 123. - Issue 3. - p.281-291.
2. ГОСТ 19281-89. Прокат из стали повышенной прочности. Общие технические условия. – М.: Изд-во стандартов, 1991 – 24 с.
3. Юндева Г.Ш. Материалы, применяемые в США и Канаде для изготовления измельчающей среды/Г.Ш.Юндева, Н.М.Гавриш, Л.Н.Синельникова // Цветная металлургия. - 1977. - № 7. – С. 22-23.
4. Blickensderfer R. Evaluation of Commercial US Grinding Balls by Laboratory Impact and Abrasion Tests / R.Blickensderfer, J.H. Tylszak // Minerals and Metallurgical Processing. – May. – 1989. - P. 60-66.
5. Ефременко В.Г. Структурные градиенты в стальных мелющих шарах, термоупрочненных с прокатного нагрева / В.Г. Ефременко, Ф.К. Ткаченко, С.О.Кузьмин и др.// Сб. научных трудов. Строительство, материаловедение, машиностроение. – ПГАСиА: Днепропетровск.-2009.- Вып.48, ч. 2.- С.35-42.