

## ОЦЕНКА ТВЕРДОСТИ РАБОЧЕГО СЛОЯ ЦЕНТРОБЕЖНОЛИТЫХ ВАЛКОВ ИЗ ВЫСОКОХРОМИСТОГО ЧУГУНА ПО МАГНИТНОМУ ПАРАМЕТРУ

Скобло Т.С., докт. техн. наук, проф., Сидашенко А.И., канд. техн. наук, проф.,  
Власовец В.М., докт. техн. наук, доц., Ключко О.Ю., ст. преподаватель  
(Харьковский национальный технический университет сельского хозяйства  
имени Петра Василенко)

*Обоснована возможность оценки твердости материала рабочего слоя центробежнолитых валков из высокохромистого чугуна по коэрцитивной силе без их разрушения после проведения отжига в интервале 200–750°C, в том числе циклического при 450–550°C*

**Актуальность.** Использование высокохромистого чугуна для производства рабочего слоя центробежнолитых прокатных валков гарантировало необходимый уровень механических свойств на протяжении десятилетий [1]. Однако увеличение количества прокатываемого металла привело к необходимости повышения стойкости в эксплуатации в сочетании с высоким уровнем механических свойств путем регулирования дисперсности структурных составляющих, управления распадом остаточного аустенита и уровня напряженно-деформированного состояния в процессе литья и термической обработки [2]. Обеспечение таких требований возможно путем оптимизации процессов модифицирования и термической обработки, параметры которых целесообразно корректировать на основе данных неразрушающего магнитного контроля по коэрцитивной силе (далее  $H_c$ ).

**Целью работы** является оценка возможности измерения твердости рабочего слоя центробежнолитых валков из высокохромистого чугуна по магнитному параметру в литом состоянии и после отжига.

**Материал и методики исследований.** Исследования проводили на центробежнолитых валках одного типоразмера ( $\varnothing 910$  мм, длина 2000 мм) и близкого химического состава (табл. 1). Валки подбирали с близкими параметрами литья (табл. 2). Исследования состава кристаллизующихся структурных составляющих, распределения дисперсных фаз осуществляли на растровом электронном микроскопе-микроанализаторе JSM-820 Link “JEOL” с системой рентгеновского микроанализа Link AN10/85S “Link Analytical”. Оценку магнитных свойств проводили с помощью коэрцитиметра КРМ-Ц-К2М. Долю остаточного аустенита оценивали магнитным методом на приборе МА-52, а также рентгеноструктурным методом на дифрактометре ДРОН-3М.

**Экспериментальные исследования.** Установлено (табл. 3), что с увеличением доли остаточного аустенита твердость валков возрастает с 63 HSD (при его отсутствии) до 68 и 76 HSD (при 23–35%).

Модифицирование NiMg лигатурой снижает устойчивость аустенита к распаду и огрубляет структуру. Для высокохромистых валков,

Таблица 1

## Химический состав рабочего слоя исследованных валков исполнения ЛПХ17Ндц

Условный № валка	Содержание элементов, %												Масса металла	Степень эвтектичности, $S_e$	Модифицирование
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Mg	Nb			
1	2,89	0,92	0,79	0,052	0,020	16,1	1,36	1,21	–	–	0,03	0,16	3730	1,04	NiMg–20 кг
2	2,62	0,96	0,78	0,052	0,019	17,0	1,36	1,24	0,33	0,20	0,03	0,17	3800	0,97	CuMg–15 кг
3	2,76	0,98	0,80	0,060	0,021	16,0	1,51	1,24	0,24	0,25	0,03	0,11	3700	1,00	CuMg–10 кг
4	2,80	0,94	0,85	0,092	0,024	15,9	1,39	1,21	0,25	0,37	0,035	0,11	3750	1,01	CuMg–10 кг
5	2,97	1,07	0,86	0,073	0,018	16,2	1,32	1,15	0,23	0,35	0,03	0,16	3700	1,09	CuMg–10 кг

Примечание. NiMg лигатура – 17,1% Mg, 1,6% С остальное Ni; CuMg лигатура – 21,3% Mg, остальное Cu.

Таблица 2

## Технологические параметры заливки исследованных валков исполнения ЛПХ17Ндц

Условный № валка	Толщина покрытия на кокиль, мм	Температура, °C		Выдержка, мин	Примечание
		кокиля	заливки		
1	5,4–5,5	181	1430	10	Промывки при температурах 1320°C, 1320°C, 1320°C
2	5,1–5,2	195	1430	9,5	Промывки при температурах 1305°C, 1310°C, 1310°C
3	5,2	170	1425	10	Промывки при температурах 1320°C, 1310°C, 1310°C
4	5,1–5,2	157	1425	10	Промывки при температурах 1310°C, 1310°C, 1305°C
5	5,0–5,1	161	1430	10,5	Промывки при температурах 1315°C, 1320°C, 1315°C

Таблица 3

Твердость,  $H_c$  и доля остаточного аустенита исследованных валков исполнения ЛПХ17Ндц

Условный № валка	Твердость <sup>1</sup> , HSD		Двух цикловая термообработка		$H_c^2$ , А/см		$A_{ост}$ , %
	литой	после термообработки	$t_{отж}$ , °C	$\tau_{отж}$ , ч	литой	после термообработки	
1	63	64	450	3	<u>20–37</u> 29,68	<u>18–24</u> 20,86	0
2	76	64	570	8	<u>50–53</u> 51,77	<u>16–23</u> 19,0	35
3	72	65	570	8	<u>43–52</u> 47,3	<u>16–23</u> 18,3	25
4	68	59	570	3	<u>30–49</u> 42,8	<u>14–25</u> 16,7	10,5
5	64	69	450	3	<u>23–41</u> 33,4	<u>21–37</u> 30,7	4,5

Примечание: 1. Твердость определяли на глубине 0,1 мм, температуру откалибровали на 108°C

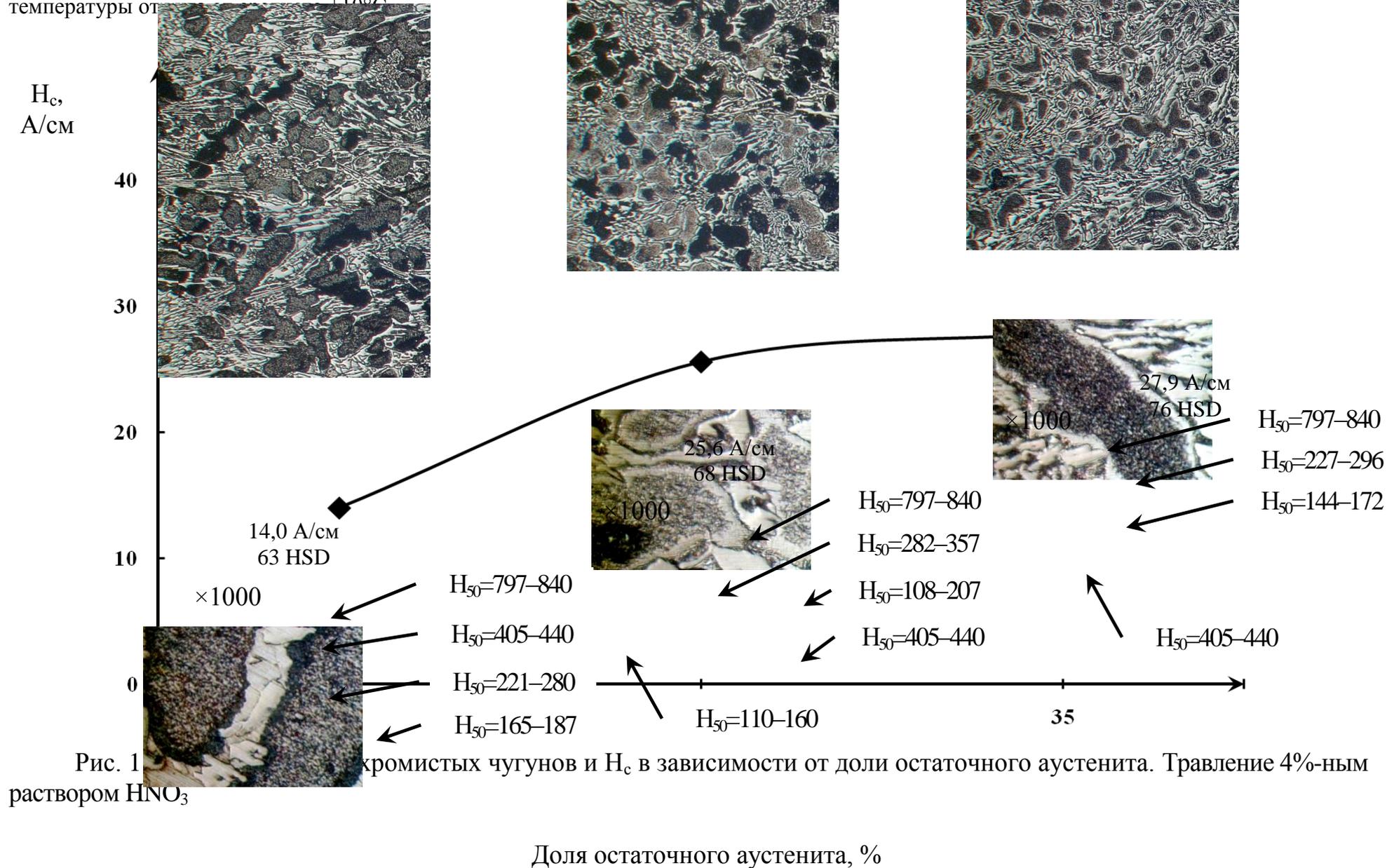


Рис. 1. Зависимость твердости  $H_c$  хромистых чугунов и  $H_c$  в зависимости от доли остаточного аустенита. Травление 4%-ным раствором  $HNO_3$

модифицированных CuMg лигатурой, характерно наличие интерметаллидов. При низком содержании остаточного аустенита формирование продуктов распада охватывает полностью зерно, а при его увеличении появляются нетравящиеся зоны у границ (рис. 1). Экспериментально установлены зависимости, позволяющие оценивать свойства такого чугуна после литья ( $HSD_{лит}$ ) и отжига ( $HSD_{отж}$ ) в интервале 200–750°С %:

$$HSD_{лит} = 67 + 0,2H_c \quad (1)$$

$$HSD_{отж} = 60 + 0,2H_c \quad (2)$$

Высокие значения  $H_c$  в литом состоянии свидетельствуют о значительном уровне напряжений, после проведения отжига их уровень интенсивно снижается.

В случае, когда термическая обработка высокохромистого чугуна в интервале температур 450–500°С не приводит к изменению твердости, а только снижает уровень напряженно-деформированного состояния в структуре сплава может сохраняться относительно большое количество остаточного аустенита.

Известно [3, с.196–201], что циклические термообработки более существенно изменяют структуру и уровень свойств сплавов. Вследствие различия коэффициентов линейного расширения карбидной фазы и аустенита, магнитострикционного эффекта, циклическая обработка способствует увеличению межфазовых напряжений (по данным [4] до 700 МПа), созданию блочной структуры. Известно [5], что для чугуна со структурно свободным цементитом такая обработка способствует дополнительному повышению микротвердости до 30% за счет фазового наклепа.

В высокохромистом чугуне остаточный аустенит стабилизирован и полностью распадается только в области температур выше 600°С. При этом существенно снижаются твердость рабочего слоя, происходит интенсивная пластическая деформация и графитизация серого чугуна сердцевины вала. Поэтому использовали циклическую обработку, направленную на дестабилизацию пересыщенного твердого раствора при 450–550°С (рис. 2).

Установлено (табл. 4), что незначительные колебания в изменении твердости и  $H_c$  как в литом, так и термообработанном состоянии не связаны с изменениями технологических параметров, а определяются уровнем напряжений II-рода (структурными). Проведение циклической обработки не только повышает твердость, но и стабилизирует её в исследуемых валках близкого химического состава, уже начиная со второго цикла обработки (достигается максимальный процесс дисперсионного твердения). Проведение большего числа циклов нецелесообразно, так как твердость может постепенно снижаться.

Достигнутому уровню твердости, равному 84–90 HSD соответствует  $H_c = 20,1–21,0$  А/см. Исследованиями на образцах после литья, отобранных от валков, показано, что максимальные значения  $H_c$  не превышают 32,5 А/см, а оцененные показатели по длине отливок достигали 43,8–61,5 А/см. Такая разница в показаниях может быть объяснена наличием напряжений. В исследуемых валках содержание немагнитной фазы составляло 11–37% (среднее значение по группе 28,4%).

С увеличением доли остаточного аустенита ( $A_{ост\ лит}$ ) и повышением коэрцитивной силы ( $H_{c\ лит}$ ) в исходном чугуне твердость после циклической обработки возрастает и оценивается аналитическими зависимостями:

$$HSD_{отж} = 70 + 0,1H_{c\ лит} \quad (3)$$

$$HSD_{отж} = 68 + 0,2A_{ост\ лит} \quad (4)$$

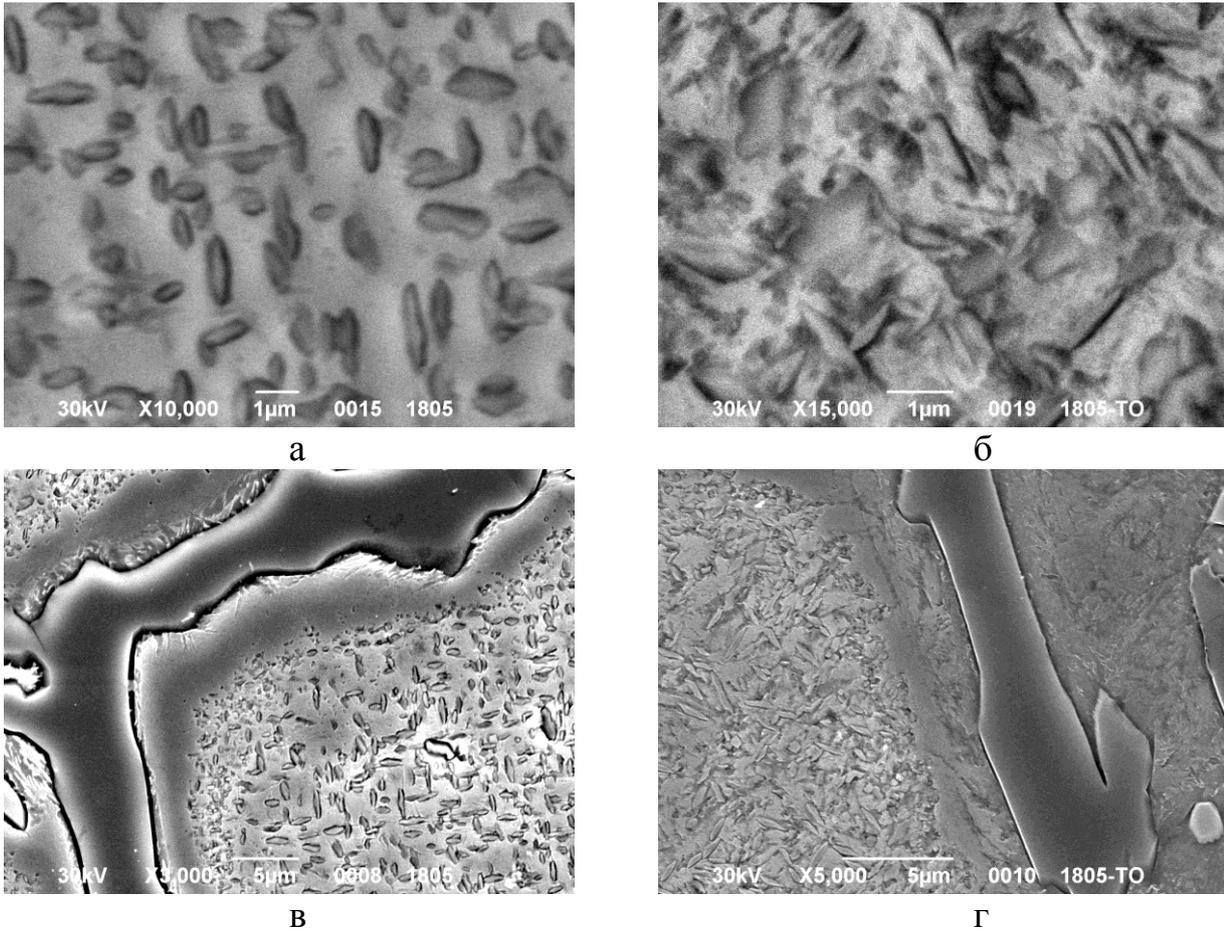


Рис. 2. Микроструктура продуктов распада аустенита во вторичных электронах: а, б – в центре зерна; в, г – рядом с карбидом; а, в – после литья; б, г – после двух циклов обработки при  $450 \pm 10^\circ\text{C}$ . Травление 4%-ным раствором  $\text{HNO}_3$ .

Таблица 4

Свойства высокохромистого чугуна после циклической обработки при  $450 \pm 10^\circ\text{C}$

Условный № валка	После литья		Количество циклов термической обработки при $450^\circ\text{C}$							
			I		II		III		IV	
	$H_c$ , А/см	HSD	$H_c$ , А/см	HSD	$H_c$ , А/см	HSD	$H_c$ , А/см	HSD	$H_c$ , А/см	HSD
1	<u>21,9–22,2</u>	<u>75–75</u>	<u>20,2–20,4</u>	<u>84–84</u>	<u>20,7–20,8</u>	<u>89–91</u>	<u>20,3–20,4</u>	<u>84–84</u>	<u>20,5–20,8</u>	<u>86–87</u>
	22,1	75	20,4	84	20,7	90	20,4	84	20,6	87
2	<u>24,5–24,8</u>	<u>81–81</u>	<u>21,4–21,8</u>	<u>84–84</u>	<u>20,1–20,3</u>	<u>85–85</u>	<u>19,5–19,8</u>	<u>84–84</u>	<u>19,3–19,4</u>	<u>81–83</u>
	24,7	81	21,6	84	20,2	85	19,6	84	19,4	82
3	<u>25,4–25,7</u>	<u>75–75</u>	<u>22,2–22,3</u>	<u>82–84</u>	<u>20,6–21,0</u>	<u>84–84</u>	<u>21,0–21,0</u>	<u>84–84</u>	<u>20,4–20,5</u>	<u>81–83</u>
	25,5	75	22,3	83	20,8	84	21,0	84	20,4	82

Высокие значения  $H_c$  в литом состоянии свидетельствуют о значительном уровне напряжений, характерных для чугуна с малым количеством феррито-перлитной смеси, образовавшейся в области высоких температур. В таком чугуне содержится большое количество остаточного аустенита после литья.

Циклическая обработка способствует увеличению межфазовых напряжений, созданию блочной структуры, а также дальнейшему распаду остаточного аустенита с выделением дисперсной карбидной фазы и фрагментации структуры (микротвердость повышается на 20–30%). Одновременно с ростом  $H_c$  после циклической обработки доля остаточного аустенита ( $A_{\text{ост отж}}$ ) снижается и описывается уравнением:

$$H_{c \text{ отж}} = 38,4 - 0,4 A_{\text{ост отж}} \quad (5)$$

Таким образом,  $H_c$  существенно зависит от доли остаточного аустенита как в литом состоянии, так и после циклической обработки и может быть использована для оценки твердости рабочего слоя прокатных валков из высокохромистого чугуна.

**Выводы.** После литья твердость высокохромистого чугуна рабочего слоя валков исполнений ЛПХ17Ндц ЛПХ17НМдц изменяется в широких пределах 62–79 НSD. Наиболее эффективным способом управления свойствами такого материала является регулирование содержания остаточного аустенита путем проведения отжига. Для оценки твердости материала рабочего слоя таких валков обосновано использование неразрушающего магнитного метода контроля по коэрцитивной силе.

### Список литературы

1. Цыпин И.И. Белые износостойкие чугуны. / И.И. Цыпин. – М: Металлургия, 1983. – 176 с.
2. Сильман Г.И. О механизме влияния меди на формирование структуры в чугуне / Г.И. Сильман, В.В. Камынин, В.В. Гончаров // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2007. – №8. – С.16–22.
3. Прокатные валки из высокоуглеродистых сплавов. / Т.С. Скобло, С.И. Рудюк, Н.А. Будагьянц, Н.М. Воронцов. – М: Металлургия, 1994. – 336 с.
4. Wiengmoon A. Microstructural and crystallographical study of carbides in cast irons / A. Wiengmoon, T. Chairuang Sri, A Brown // ActaMateriala. – 2005. – Vol. 53. – №15 – P. 4143–4154.
5. Скобло Т.С. О структуре цементита // Литейное производство. – 1971. – №12. – С. 35-38.

### Анотація

#### Оцінка твердості робочого шару відцентроволитих валків з високохромистого чавуну за магнітним параметром

*Обґрунтована можливість оцінки твердості матеріалу робочого шару відцентроволитих валків з високохромистого чавуну за коерцитивною силою без їх руйнування після проведення відпалу в інтервалі 200-750°C, зокрема циклічного при 450-550°C*

### Abstract

#### Estimation of hardness of worker layer of rollers from high-chromic cast-iron on magnetic parameter

*Possibility of estimation hardness of material worker layer of rollers is grounded from high-chromic cast-iron on coercive force without their destruction after conducting of annealing in the interval of 200-750°C, including cyclic at 450-550°C*