



СОЮЗ СОВЕТСКИХ СОЦИАЛИСТИЧЕСКИХ РЕСПУБЛИК  
ГОСУДАРСТВЕННЫЙ КОМИТЕТ ПО ИЗОБРЕТЕНИЯМ И ОТКРЫТИЯМ  
ПРИ ГОСУДАРСТВЕННОМ КОМИТЕТЕ СССР ПО НАУКЕ И ТЕХНИКЕ  
(ГОСКОМИЗОБРЕТЕНИЙ)

## АВТОРСКОЕ СВИДЕТЕЛЬСТВО

№ 1713278

На основании полномочий, предоставленных Правительством СССР, Госкомизобретений выдал настоящее авторское свидетельство на изобретение:  
"Литой биметаллический валок"

Автор (авторы): Скобло Тамара Семеновна и другие,  
указанные в описании

Заявитель: ХАРЬКОВСКИЙ ИНСТИТУТ МЕХАНИЗАЦИИ И ЭЛЕКТРИФИКАЦИИ  
СЕЛЬСКОГО ХОЗЯЙСТВА

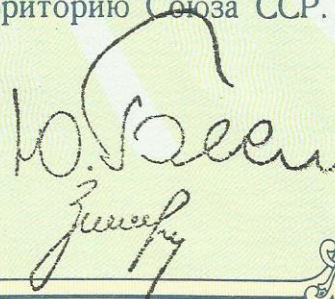

Заявка № 4787232 Приоритет изобретения 11 октября 1989г.

Зарегистрировано в Государственном реестре  
изобретений СССР  
15 октября 1991г.

Действие авторского свидетельства распро-  
страняется на всю территорию Союза ССР.

Председатель Комитета

Начальник отдела







СОЮЗ СОВЕТСКИХ  
СОЦИАЛИСТИЧЕСКИХ  
РЕСПУБЛИК

ДЛЯ СЛУЖЕБНОГО ПОЛЬЗОВАНИЯ ЭКЗ.№

(19) SU (11) 1713278 A1

(51)5 C 22 C 37/10

ГОСУДАРСТВЕННЫЙ КОМИТЕТ  
ПО ИЗОБРЕТЕНИЯМ И ОТКРЫТИЯМ  
ПРИ ГКНТ СССР

## ОПИСАНИЕ ИЗОБРЕТЕНИЯ

К АВТОРСКОМУ СВИДЕТЕЛЬСТВУ

1

(21) 4787232/02

(22) 11.10.89

(71) Харьковский институт механизации и электрификации сельского хозяйства

(72) Т.С.Скобло, А.И.Сидашенко, Н.А.Будагьянц, В.И.Кондратенко, В.П.Саушкин, А.А.Сирота, Г.И.Налча, Э.Н.Шебаниц, В.С.Кривоклуб, В.В.Климанчук, Н.Д.Бойко, П.К.Лебедь и Ю.С.Скобло

(53) 669.13.018 (088.8)

(56) ЕПВ (ЕР) № 0273281, кл. С 22 С 37/08, 1988.

Авторское свидетельство ГДР  
№ 91728, кл. С 22 С 37/04, 1970.

Авторское свидетельство СССР  
№ 1284255, кл. С 22 С 37/08, 1986 (непублик.)

(54) ЛИТОЙ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИЙ ВАЛОК

2

(57) Изобретение относится к металлургии, в частности к биметаллическим чугунным валкам, предназначенным для использования в станах холодной прокатки. Цель изобретения – снижение износа, повышение твердости и ее стабильности, повышение прочности валка. В чугун рабочего слоя биметаллического прокатного валка, содержащего С, Si, Mn, P, Ni, Fe дополнительно введены Mo, N, Al, а в чугун сердцевины дополнительно введены N и Al, при следующем соотношении компонентов, мас. %: рабочий слой – С 3,2 – 3,6; Si 0,5 – 0,65; Mn 0,5 – 0,7; P 0,09 – 0,2; Cr 1,5 – 2,5; Ni 4 – 5; Mo 0,5 – 1; N 0,05 – 0,08; Al 0,05 – 0,15; Fe – остальное; сердцевина С 2,8 – 3,3; Si 1,3 – 2,1; Mn 0,4 – 0,6; P 0,09 – 0,2; Ni 0,6 – 1,2; N 0,005 – 0,08; Al 0,05 – 0,15; Fe – остальное, причем Cr+Mo+I/Ni+Si=1,15 – 1,25; а Ni+Si/C=0,7 – 1,0. 2 табл.

Изобретение относится к металлургии, в частности к биметаллическим чугунным валкам, предназначенным для использования в станах холодной прокатки.

Цель изобретения – снижение износа, повышение твердости и ее стабильности, повышение прочности шеек валка.

Литой биметаллический валок выполнен из рабочего слоя, содержащего углерод, кремний, марганец, фосфор, никель и железо, в который дополнительно введен молибден, азот и алюминий при следующем соотношении компонентов, мас. %:

Углерод	3,2 – 3,5
Кремний	0,5 – 0,65
Марганец	0,5 – 0,7

Фосфор	0,09 – 0,20
Хром	1,5 – 2,5
Никель	4,0 – 5,0
Молибден	0,5 – 1,0
Азот	0,005 – 0,08
Алюминий	0,05 – 0,15
Железо	Остальное

и из сердцевины, которая содержит С, Si, Mn, P, Ni. В нее дополнительно введены азот и алюминий при следующем соотношении компонентов, мас. %:

Углерод	2,8 – 3,3
Кремний	1,3 – 2,1
Марганец	0,4 – 0,6
Фосфор	0,09 – 0,2
Никель	0,6 – 1,2

(19) SU (11) 1713278 A1



Азот	0,005 – 0,008
Алюминий	0,05 – 0,15
Железо	Остальное

Дополнительное введение в чугун рабочего слоя молибдена, алюминия и азота в сочетании с увеличением степени легированности предлагаемого сплава, особенно карбидообразующими элементами, а также модифицирование чугуна сердцевинны с одновременным повышением доли графитизирующих и легирующих (продукты распада аустенита) элементов приводит к получению новых свойств.

Совместный ввод алюминия и азота в чугун рабочего слоя способствует увеличению центров кристаллизации и измельчению зерна за счет формирования нитридов алюминия и других неметаллических включений, повышающих уровень твердости. Молибден в присутствии азота и алюминия в большей мере склонен к образованию мелких спецкарбидов  $MoC$  и  $MO_2C$  за счет кристаллизации "на подложке" (нитрид алюминия) и в меньшей мере к растворимости в цементите.

Повышение качества достигается за счет благотворного совместного влияния данных элементов на выделение спецкарбидов молибдена, которые равномерно распределены в металлической матрице и характеризуются высоким уровнем микротвердости до  $H_{0,49}$  1600 – 2000 и стабильностью свойств при эксплуатации. Это вносит существенный вклад в повышение твердости по сечению рабочего слоя, периметру и длине бочки, обеспечивая при этом ее большую однородность.

Кроме того, повышение твердости чугуна рабочего слоя достигается увеличением суммарной доли карбидообразующих элементов (Cr, Mo, Mn) и углерода до 5,8 – 7,8%. Общее количество карбидной фазы составляет 20 – 25%, однако введение алюминия и азота, способствующее дроблению при кристаллизации, обеспечивает ее равномерное распределение, что снижает склонность сплава к выкрашиванию при эксплуатации. Равномерное распределение высокотвердой карбидной фазы предотвращает возможность снижения твердости в период эксплуатации валков и наvara металла при производстве холоднокатаного проката.

Введение алюминия в присутствии повышенного содержания карбидообразующих элементов – молибдена и хрома не вызывает дополнительной графитизации сплава и не снижает его твердости. Азот в присутствии данного количества алюминия не вызывает порообразования, снижающе-

го плотность, твердость и прочность материала. При более низком содержании ( $< 0,005\%$ ) алюминия практически не оказывает модифицирующего влияния, а при более высоком ( $> 0,15\%$ ) возрастает доля неметаллических включений, снижающих прочность. Нижний предел содержания азота ( $< 0,005$ ) обусловлен тем, что, начиная с этого количества, проявляется его модифицирующее влияние, а увеличение содержания азота  $> 0,08\%$  приводит к развитию порообразования и резкому снижению физико-механических и эксплуатационных свойств. При введении молибдена  $< 0,5\%$  он практически полностью растворяется в карбидной фазе и не оказывает существенного влияния на повышение твердости чугуна. Увеличение концентрации молибдена более 1,0% приводит к росту размера спецкарбидов и неравномерному их распределению. Твердость при этом существенно не повышается, однородность ее распределения уменьшается и эффективность легирования молибденом с учетом роста стоимости сплава снижается.

Комплексное воздействие дополнительных вводимых элементов с основным составом чугуна рабочего слоя обеспечивает поставленную цель – достижение стабильно высокой твердости при эксплуатации с минимальным разбросом ее значений.

Выбор граничных параметров элементов в указанных пределах обусловлен следующим.

При содержании в рабочем слое углерода  $< 3,2\%$  не обеспечивается формирование требуемого количества карбидной фазы. Повышение содержания углерода  $> 3,6\%$  способствует формированию большой доли ледебурита, что снижает однородность распределения твердости и ее стабильность при эксплуатации (из-за изменения твердости продуктов распада аустенита).

Верхний предел содержания кремния (0,65%) выбран с учетом предотвращения (при высокой концентрации  $Ni=4-5\%$ ) интенсивной графитизации при кристаллизации рабочего слоя. При содержании кремния  $< 0,5\%$  возрастает склонность чугуна в массивных отливках к трещинообразованию.

Марганец в количестве 0,5 – 0,7% выбран с учетом его содержания в исходных шихтовых материалах и количества серы. Кроме того, это содержание марганца является оптимальным для повышения дисперсности продуктов распада аустенита и обеспечения их однородной твердости. При содержании марганца  $> 0,7\%$  и повышен-



ной концентрации карбидообразующих элементов хрома, молибдена, а также углерода существенно возрастает количество карбидной фазы и уменьшается степень ее легированности и доля спецкарбидов молибдена, что снижает получение стабильной твердости при эксплуатации валков.

Указанные пределы концентрации хрома (1,5–2,5%) обусловлены тем, что не только увеличивают долю карбидной фазы в требуемом количестве, но и обеспечивают повышение ее твердости и стабильности за счет замещения хромом части железа в цементите и одновременном уменьшении растворимости в нем никеля, который способствует развитию повреждаемости при эксплуатации, увеличивая склонность к графитизации и формирование интерметаллических фаз.

Содержание хрома <1,5% не обеспечивает стабильности свойств и твердости карбидной фазы при эксплуатации, а > 2,5% снижает технологичность сплава при литье и механической обработке и прочность за счет роста доли ледебуритной составляющей.

Введение никеля в количестве 4,0–5,0% совместно с карбидообразующими элементами – хромом, молибденом, марганцем – обеспечивает его максимальную растворимость в аустените и определяет характер структурных превращений аустенита при охлаждении. Карбидообразующие элементы при относительно низком содержании Si нейтрализуют его графитизирующее действие. Введение никеля < 4,0% не обеспечивает формирование тростисто-мартенситной структуры по всей глубине рабочего слоя, что приводит к неоднородности свойств. С повышением содержания никеля > 5,0% в присутствии хрома и молибдена более 2,5% отмечается снижение твердости и эксплуатационной стойкости за счет увеличения доли остаточного аустенита.

Содержание фосфора в рабочем слое валка ограничено 0,2%. Минимальная концентрация фосфора определяется его количеством в исходных шихтовых материалах. Содержание фосфора > 0,2% в присутствии молибдена приводит к снижению прочности сплава, ухудшению его физико-механических свойств и стабильности карбидной фазы при эксплуатации. Это связано с тем, что часть молибдена при более высоком количестве фосфора расходуется на формирование фосфидной эвтектики и снижается эффективность применения до-

рогостоящего элемента, а также снижается стабильность твердости и ее уровень.

Проведенный анализ предлагаемого чугуна для рабочего слоя валка свидетельствует о том, что положительный эффект будет получен благодаря повышению твердости, обеспечению ее однородности и стабильности в процессе эксплуатации.

Состав сплава для сердцевин двухслойного валка холодной прокатки должен обеспечивать повышенную прочность шеек, поэтому к минимуму должны быть сведены количество неметаллических включений и доля карбидообразующих элементов, упрочнена матрица и включения графита раздроблены с образованием колоний большой степени изолированности.

Совместный ввод алюминия и азота в чугун сердцевин с повышенным содержанием графитизирующих элементов обеспечивает измельчение эвтектического зерна и заметное дробление и утонение включений графита, формируемых при кристаллизации. Дополнительное введение алюминия и азота в низколегированный чугун без структурно-свободных карбидов в указанных пределах приводит к новым свойствам. Уменьшается склонность сплава к ликвации элементов – формированию кремнистой неоднородности и никельсодержащих интерметаллических фаз, что способствует увеличению степени легирования феррита и его упрочнению в условиях более медленной кристаллизации.

Для обеспечения вышеуказанных свойств модифицирование эффективно при суммарном содержании Ni и Si в пределах 1,9–3,3. При содержании их концентрации < 1,9% не обеспечивается требуемой степени графитизации и легированности феррита, что приводит к снижению прочности.

Увеличение суммарной концентрации никеля и кремния > 3,3% способствует формированию грубых включений графита в виде колоний малой степени изолированности и увеличивает склонность шеек к полочкам.

Таким образом, комплексное воздействие дополнительно вводимых элементов с оптимальным основным составом сплавов рабочего слоя и сердцевин валка обеспечивает достижение поставленной цели – получение в рабочем слое стабильно высокой твердости при эксплуатации с минимальным разбросом ее значений, а также повышение прочности шеек.

Для определения структуры, механических и эксплуатационных свойств предлагаемого чугуна были изготовлены десять сплавов (см. табл. 1.).



ной концентрации карбидообразующих элементов хрома, молибдена, а также углерода существенно возрастает количество карбидной фазы и уменьшается степень ее легированности и доля спецкарбидов молибдена, что снижает получение стабильной твердости при эксплуатации валков.

Указанные пределы концентрации хрома (1,5–2,5%) обусловлены тем, что не только увеличивают долю карбидной фазы в требуемом количестве, но и обеспечивают повышение ее твердости и стабильности за счет замещения хромом части железа в цементите и одновременном уменьшении растворимости в нем никеля, который способствует развитию повреждаемости при эксплуатации, увеличивая склонность к графитизации и формирование интерметаллических фаз.

Содержание хрома <1,5% не обеспечивает стабильности свойств и твердости карбидной фазы при эксплуатации, а > 2,5% снижает технологичность сплава при литье и механической обработке и прочность за счет роста доли ледебуритной составляющей.

Введение никеля в количестве 4,0–5,0% совместно с карбидообразующими элементами – хромом, молибденом, марганцем – обеспечивает его максимальную растворимость в аустените и определяет характер структурных превращений аустенита при охлаждении. Карбидообразующие элементы при относительно низком содержании Si нейтрализуют его графитизирующее действие. Введение никеля < 4,0% не обеспечивает формирование тростисто-мартенситной структуры по всей глубине рабочего слоя, что приводит к неоднородности свойств. С повышением содержания никеля > 5,0% в присутствии хрома и молибдена более 2,5% отмечается снижение твердости и эксплуатационной стойкости за счет увеличения доли остаточного аустенита.

Содержание фосфора в рабочем слое валка ограничено 0,2%. Минимальная концентрация фосфора определяется его количеством в исходных шихтовых материалах. Содержание фосфора > 0,2% в присутствии молибдена приводит к снижению прочности сплава, ухудшению его физико-механических свойств и стабильности карбидной фазы при эксплуатации. Это связано с тем, что часть молибдена при более высоком количестве фосфора расходуется на формирование фосфидной эвтектики и снижается эффективность применения до-

рогостоящего элемента, а также снижается стабильность твердости и ее уровень.

Проведенный анализ предлагаемого чугуна для рабочего слоя валка свидетельствует о том, что положительный эффект будет получен благодаря повышению твердости, обеспечению ее однородности и стабильности в процессе эксплуатации.

Состав сплава для сердцевинной двухслойной валки холодной прокатки должен обеспечивать повышенную прочность шеек, поэтому к минимуму должны быть сведены количество неметаллических включений и доля карбидообразующих элементов, упрочнена матрица и включения графита раздроблены с образованием колоний большой степени изолированности.

Совместный ввод алюминия и азота в чугун сердцевинной с повышенным содержанием графитизирующих элементов обеспечивает измельчение эвтектического зерна и заметное дробление и утонение включений графита, формируемых при кристаллизации. Дополнительное введение алюминия и азота в низколегированный чугун без структурно-свободных карбидов в указанных пределах приводит к новым свойствам. Уменьшается склонность сплава к ликвации элементов – формированию кремнистой неоднородности и никельсодержащих интерметаллических фаз, что способствует увеличению степени легирования феррита и его упрочнению в условиях более медленной кристаллизации.

Для обеспечения вышеуказанных свойств модифицирование эффективно при суммарном содержании Ni и Si в пределах 1,9–3,3. При содержании их концентрации < 1,9% не обеспечивается требуемой степени графитизации и легированности феррита, что приводит к снижению прочности.

Увеличение суммарной концентрации никеля и кремния > 3,3% способствует формированию грубых включений графита в виде колоний малой степени изолированности и увеличивает склонность шеек к полочкам.

Таким образом, комплексное воздействие дополнительно вводимых элементов с оптимальным основным составом сплавов рабочего слоя и сердцевинной валки обеспечивает достижение поставленной цели – получение в рабочем слое стабильно высокой твердости при эксплуатации с минимальным разбросом ее значений, а также повышение прочности шеек.

Для определения структуры, механических и эксплуатационных свойств предлагаемого чугуна были изготовлены десять сплавов (см. табл. 1.).



ной концентрации карбидообразующих элементов хрома, молибдена, а также углерода существенно возрастает количество карбидной фазы и уменьшается степень ее легированности и доля спецкарбидов молибдена, что снижает получение стабильной твердости при эксплуатации валков.

Указанные пределы концентрации хрома (1,5–2,5%) обусловлены тем, что не только увеличивают долю карбидной фазы в требуемом количестве, но и обеспечивают повышение ее твердости и стабильности за счет замещения хромом части железа в цементите и одновременном уменьшении растворимости в нем никеля, который способствует развитию повреждаемости при эксплуатации, увеличивая склонность к графитизации и формирование интерметаллических фаз.

Содержание хрома <1,5% не обеспечивает стабильности свойств и твердости карбидной фазы при эксплуатации, а > 2,5% снижает технологичность сплава при литье и механической обработке и прочность за счет роста доли ледебуритной составляющей.

Введение никеля в количестве 4,0–5,0% совместно с карбидообразующими элементами – хромом, молибденом, марганцем – обеспечивает его максимальную растворимость в аустените и определяет характер структурных превращений аустенита при охлаждении. Карбидообразующие элементы при относительно низком содержании Si нейтрализуют его графитизирующее действие. Введение никеля < 4,0% не обеспечивает формирование тростисто-мартенситной структуры по всей глубине рабочего слоя, что приводит к неоднородности свойств. С повышением содержания никеля > 5,0% в присутствии хрома и молибдена более 2,5% отмечается снижение твердости и эксплуатационной стойкости за счет увеличения доли остаточного аустенита.

Содержание фосфора в рабочем слое валка ограничено 0,2%. Минимальная концентрация фосфора определяется его количеством в исходных шихтовых материалах. Содержание фосфора > 0,2% в присутствии молибдена приводит к снижению прочности сплава, ухудшению его физико-механических свойств и стабильности карбидной фазы при эксплуатации. Это связано с тем, что часть молибдена при более высоком количестве фосфора расходуется на формирование фосфидной эвтектики и снижается эффективность применения до-

рогостоящего элемента, а также снижается стабильность твердости и ее уровень.

Проведенный анализ предлагаемого чугуна для рабочего слоя валка свидетельствует о том, что положительный эффект будет получен благодаря повышению твердости, обеспечению ее однородности и стабильности в процессе эксплуатации.

Состав сплава для сердцевин двуслойного валка холодной прокатки должен обеспечивать повышенную прочность шеек, поэтому к минимуму должны быть сведены количество неметаллических включений и доля карбидообразующих элементов, упрочнена матрица и включения графита раздроблены с образованием колоний большой степени изолированности.

Совместный ввод алюминия и азота в чугун сердцевин с повышенным содержанием графитизирующих элементов обеспечивает измельчение эвтектического зерна и заметное дробление и утонение включений графита, формируемых при кристаллизации. Дополнительное введение алюминия и азота в низколегированный чугун без структурно-свободных карбидов в указанных пределах приводит к новым свойствам. Уменьшается склонность сплава к ликвации элементов – формированию кремнистой неоднородности и никельсодержащих интерметаллических фаз, что способствует увеличению степени легирования феррита и его упрочнению в условиях более медленной кристаллизации.

Для обеспечения вышеуказанных свойств модифицирование эффективно при суммарном содержании Ni и Si в пределах 1,9–3,3. При содержании их концентрации < 1,9% не обеспечивается требуемой степени графитизации и легированности феррита, что приводит к снижению прочности.

Увеличение суммарной концентрации никеля и кремния > 3,3% способствует формированию грубых включений графита в виде колоний малой степени изолированности и увеличивает склонность шеек к полумкам.

Таким образом, комплексное воздействие дополнительно вводимых элементов с оптимальным основным составом сплавов рабочего слоя и сердцевин валка обеспечивает достижение поставленной цели – получение в рабочем слое стабильно высокой твердости при эксплуатации с минимальным разбросом ее значений, а также повышение прочности шеек.

Для определения структуры, механических и эксплуатационных свойств предлагаемого чугуна были изготовлены десять сплавов (см.табл.1.).



Каждый сплав готовили путем выплавки в 200-килограммовой индукционной печи с кислой футеровкой. Шихта состояла из стального лома, углеродсодержащих добавок, ферросплавов.

Повышенные характеристики прочности, твердости, а также стабильность структуры и свойств, высокую износостойкость и стабильную твердость ( $\delta_B > 420-465 \text{ Н/мм}^2$ ,  $\sigma_{изг} = 540-593 \text{ Н/мм}^2$ , 77-85 HSD), а также разброс этих значений в процессе и после эксплуатации не превышает 3,9%, износ  $\leq 0,0019\%$  имеют предлагаемые сплавы 1-3. Достигнутый уровень свойств обеспечивается формированием равномерно распределенной дисперсии структуры как карбидной фазы, так и продуктов распада аустенита, мелким автектическим зерном  $\leq 0,8 \text{ мкм}$ , формированием спецкарбидов молибдена. Как показали исследования, карбидная фаза таких сплавов обеднена никелем, что увеличивает ее стабильность при эксплуатации валков.

Наиболее высокий комплекс эксплуатационных свойств рабочего слоя достигается при отношении содержания суммы углерода, хрома, молибдена к сумме никеля и кремния 1,15 - 1,25. При отношении ниже 1,15 возрастает склонность к наварам, а выше 1,25 увеличивается склонность к скалыванию, что не позволяет использовать такие сплавы для валков холодной прокатки.

Сплавы составов 7 - 13 соответствуют прототипу, их применяют для рабочего слоя валков горячей прокатки. Уровень и стабильность свойств сплавов ниже, чем предлагаемого (в среднем  $\delta_B$  ниже в 1,3 раза,  $\sigma_{изг}$  - в 1,25 раза, HSD - в 1,2 раза, стабильность структуры и твердости в 4,2 раза). Сплавы, соответствующие рабочему слою прототипа, имеют меньшую долю карбидной фазы, отсутствуют более стойкие при эксплуатации спецкарбиды молибдена, кроме того, из-за неравномерного распределения фаз характеризуются повышенной склонностью к наварам, что не позволяет их использовать для валков холодной прокатки.

Результаты исследований механических, эксплуатационных свойств и структуры приведены в таблице 2.

Микроструктуру, величину автектического зерна, прочность и твердость сплавов оценивали по стандартным методикам. Износостойкость определяли по испытанию на установке, обеспечивающей удельные давления до  $750 \text{ Н/м}^2$ , проскальзывание 0,3 м/с, продолжительность испытания 3 ч,

охлаждение образцов осуществляли эмульсией.

Стабильность твердости и ее уровень оценивали по величине и разбросу ее значений на образцах до и после испытания на износ. О повреждаемости поверхности трения судили по шероховатости и результатам фрактографических и металлографических исследований.

Анизотропию механических свойств (А) оценивали по отношению прочностных характеристик, определяемых на образцах, вырезанных в радиальном и тангенциальном направлениях относительно литой поверхности бочки валка.

Степень дробления шрафитовых включений (Д) оценивали статистически по отношению длины включений к их ширине.

На основе анализа структуры и свойств, представленных в табл.2, установлено следующее.

Наиболее оптимальный уровень эксплуатационной прочности достигается при суммарном отношении Ni, Si, Al к углероду 0,7 - 1,0. Сплавы с таким соотношением отличаются минимальной анизотропией структуры и прочностью. Ниже 0,7 анизотропия свойств связана с формированием грубой структуры графита, а более 1,0 - с развивающейся кремнистой неоднородностью, вызывающей переохлаждение отдельных участков расплава и формирования неоднородной структуры и скоплений графита.

Сплавы 14 - 16, отлитые в соответствии с прототипом, имеют в среднем  $\sigma_B$  в 1,25 раза, а  $\sigma_{изг}$  в 1,16 раз меньше, чем предлагаемые, что связано с более грубым зерном и включениями графита (Д больше в 2,2 раза).

#### Ф о р м у л а и з о б р е т е н и я

1. Литой биметаллический валок, содержащий рабочий слой, выполненный из чугуна, содержащего углерод, кремний, марганец, фосфор, хром, никель и железо, и сердцевину, выполненную из чугуна, содержащего углерод, кремний, марганец, фосфор, никель и железо, о т л и ч а ю щ и е с я тем, что, с целью снижения износа, повышение твердости и ее стабильности, повышение прочности валка, чугун рабочего слоя дополнительно содержит молибден, азот и алюминий при следующем соотношении компонентов, мас. %:

Углерод	3,2 - 3,6
Кремний	0,5 - 0,65
Марганец	0,5 - 0,7
Фосфор	0,09 - 0,20
Хром	1,5 - 2,5



Никель 4,0 – 5,0  
 Молибден 0,5 – 1,0  
 Азот 0,05 – 0,08  
 Алюминий 0,05 – 0,15  
 Железо Остальное

Азот 0,005 – 0,08  
 Алюминий 0,05 – 0,15  
 Железо Остальное

а чугун сердцевины дополнительно содержит азот и алюминий при следующем соотношении компонентов, мас. %:

Углерод 2,8 – 3,3  
 Кремний 1,3 – 2,1  
 Марганец 0,4 – 0,6  
 Фосфор 0,09 – 0,2  
 Никель 0,6 – 1,2

5 2. Валок по п.1, отличающийся тем, что отношение суммарного содержания хрома, молибдена и углерода к суммарному содержанию никеля и кремния в рабочем слое составляет 1,15 – 1,25.

10 3. Валок по п.1, отличающийся тем, что отношение суммарного содержания никеля и кремния к содержанию углерода в сердцевине составляет 0,7 – 1,0.

15

Таблица 1

Химический состав отлитых сплавов

Сплав	Содержание элементов, %													Отношение $\frac{\sum C, Ca, Mo}{\sum Ni, Si}$	Отношение $\frac{Ni, Si}{C}$ к содержанию C		
	C	Ni	Mn	Cr	Ni	Mo	V	Al	N	Ca	Cu	P	Fe				
1	3,2	0,50	0,51	1,50	4,00	0,50	-	0,05	0,005	-	-	-	Остальное	1,15	-		
2	3,4	0,58	0,64	2,13	4,63	0,81	-	0,12	0,070	-	-	0,18	0,20			1,22	-
3	2,6	0,65	0,71	2,50	5,00	1,00	-	0,15	0,080	-	-	0,21	0,21			1,25	-
Для сердцевин																	
4	2,80	1,30	0,42	-	0,60	-	-	0,050	0,005	-	-	0,12	0,20	-	0,70		
5	2,95	1,87	0,53	-	0,80	-	-	0,110	0,067	-	-	0,12	0,20	-	0,94		
6	3,30	2,00	0,60	-	1,20	-	-	0,150	0,080	-	-	0,11	0,20	-	1,00		
Прототип (для рабочего слоя)																	
7	1,8	0,5	0,4	0,7	2,4	-	0,05	-	-	0,01	0,1	0,35	0,50	-	-		
8	2,0	0,6	0,8	0,9	3,5	-	0,10	-	-	0,05	0,4	0,40	0,50	-	-		
9	3,3	0,7	1,2	1,1	4,3	-	0,20	-	-	0,10	0,7	0,50	0,50	-	-		
Прототип (для сердцевин)																	
10	1,8	0,5	0,4	0,1	0,1	-	0,06	-	-	0,10	0,01	0,30	0,50	-	-		
11	3,0	0,6	0,8	0,2	0,5	-	0,10	-	-	0,01	0,10	0,09	0,50	-	-		
12	3,3	0,7	1,8	0,3	0,5	-	0,08	-	-	0,05	0,05	0,15	0,50	-	-		

40

45

50

55



## Структура и свойства приготовленных сплавов

Сплав	Прочность на разрыв, Н/мм <sup>2</sup>	Прочность на изгиб, Н/мм <sup>2</sup>	Твердость HSD (средняя) до испытания на износ	Твердость HSD (средняя) после испытания на износ	Разброс значений твердости после испытания на износ, %	Степень дробления графитовых включений, %	Анизотропия прочностности А	Величина зрелого зерна (среднее значение), мкм	Износ, %	Кол-во наваров на 1см <sup>2</sup>	Кол-во микро-сколов на 1см <sup>2</sup>
Для рабочего слоя											
1	435	540	85	86	84-87/3,60%/	-	-	0,7	0,0012	-	Отсутствует
2	465	593	80	83	82-85/3,70%/	-	-	0,6	0,0015	-	Отсутствует
3	420	565	77	78	77-80/3,90%/	-	-	0,8	0,0019	-	Отсутствует
Для сердцевины											
4	548	745	-	-	-	9	1,17	0,9	-	-	-
5	525	712	-	-	-	8	1,07	1,2	-	-	-
6	507	705	-	-	-	9	1,09	1,3	-	-	-
Прототип (для рабочего слоя)											
7	350	480	68	62	57-66/15,8%/	-	-	1,2	0,0028	18	4
8	340	460	70	66	62-71/14,5%/	-	-	1,0	0,0030	13	3
9	320	420	67	63	58-68/17,2%/	-	-	1,3	0,0040	15	1
Прототип (для сердцевины)											
10	440	640	-	-	-	20	2,30	2,8	-	-	-
11	450	630	-	-	-	19	2,10	2,2	-	-	-
12	380	590	-	-	-	19	2,20	3,0	-	-	-

Примечание. Данные таблицы - средние значения из 5-12 определений.



1713278

5

10

15

20

25

30

35

40

45

50

Редактор Г.Мозжечкова      Составитель Г.Дудик  
Техред М.Моргентал      Корректор И.Муска

---

Заказ 450/ДСП      Тираж      Подписное  
ВНИИПИ Государственного комитета по изобретениям и открытиям при ГКНТ СССР  
113035, Москва, Ж-35, Раушская наб., 4/5

---

Производственно-издательский комбинат "Патент", г. Ужгород, ул.Гагарина, 101