

Выводы

С целью снижения загрязненности высокоуглеродистой стали НВ проведено опытное опробование применения полностью магнезиальных СК, обработки стали синтетическими шлаками при сливе металла из ДСП в СК, а также лигатурой с содержанием кальция и редкоземельных металлов. Кроме того, проанализированы методы оценки НВ и выбора критериев их нормирования.

Использование полностью магнезиальных СК

дало положительный эффект – количество НВ с Al_2O_3 более 50% минимально и отвечает требованиям фирмы Pirelli для катанки под металлокорд.

Обработка синтетическими шлаками обеспечивает модифицирование НВ, однако необходимо применять «белые» шлаки без алюминия.

Лигатура на базе кальция и редкоземельных металлов не дала положительных результатов.

Наиболее оптимальным для оценивания НВ является сочетание $k_{фн}$ и методики фирмы Pirelli.

Библиографический список

1. Сравнительный анализ нормируемых показателей качества катанки, проволоки и проволочных изделий из углеродистой стали / А.Б. Сычков, О.В. Парусов, А.М. Нестеренко, М.А. Жигарев // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2002. № 1. С. 52–55.
2. Разработка сквозной технологии производства катанки из качественной углеродистой стали в условиях ММЗ / В.В. Парусов, А.М. Нестеренко, А.Б. Сычков, Р.В. Старов, И.В. Деревянченко // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2002. № 2. С. 52–54.
3. О целесообразности ограничения содержания примесей цветных металлов в углеродистой катанке / Н.А. Богданов, А.В. Кутаков, А.Б. Сычков, М.А. Жигарев, В.В. Парусов, А.М. Нестеренко // *Сталь*. 2000. № 1. С. 67–69.
4. Парусов В.В., Вилипп А.И., Сычков А.Б. Влияние примесных элементов на качество углеродистой стали // *Сталь*. 2002. № 12. С. 53–55.
5. Глубина обезуглероженного слоя на углеродистой катанке различных заводов-изготовителей / В.В. Парусов, В.А. Луценко, А.Б. Сычков, В.А. Тищенко, А.И. Сивак // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2003. № 5. С. 61–64.
6. Изменения химического состава неметаллических включений на всех этапах производства стали / Р.В. Старов, И.В. Деревянченко, В.В. Парусов, А.Б. Сычков, С.Ю. Жукова, Д.Н. Тогобицкая // *Сталь*. 2005. № 1. С. 79–82.
7. Технологичность высокоуглеродистой катанки на метизном переделе / Э.В. Парусов, В.В. Парусов, В.А. Луценко, А.Б. Сычков, В.В. Артемов, Л.И. Демьянова // *Стальные канаты: Сб. науч. тр. Одесса: Астропринт, 2005. С. 110–115.*
8. Скок Ю.Я. Повышение качества стали путем модифицирования // *Сталь*. 1992. № 8. С. 13–17.
9. Губенко С.И., Парусов В.В., Деревянченко И.В. Неметаллические включения в стали. Днепропетровск: АРТ-ПРЕСС, 2005. 536 с.
10. Сычков А.Б. Разработка комплексной технологии производства эффективных видов катанки из непрерывно-литой заготовки малого сечения с повышенным содержанием примесей цветных металлов и азота: Дис. ... д-ра техн. наук: 05.16.01 и 05.16.02. Минск, 2005. 380 с.
11. Обеспечение показателей качества катанки для металлокорда / В.В. Парусов, И.В. Деревянченко, А.Б. Сычков, А.М. Нестеренко, Э.В. Парусов, М.А. Жигарев // *Металлург*. 2005. № 11. С. 45–51.
12. Мапиночка Я.Н., Ковальчук Г.З. Сульфиды в сталях и чугунах. М.: Металлургия, 1988. 248 с.
13. Мапиночка Я.Н., Титова Т.М., Курасова А.Н. Состав и структура глобулярных сульфидов в сталях с РЗМ // *Сталь*. 1986. № 4. С. 78–83.
14. Лякишев Н.П., Плинер Ю.Л., Лаппо С.И. Борсодержащие стали и сплавы. М.: Металлургия, 1986. 192 с.
15. Белалов Х.Н. Формирование свойств канатной проволоки // *Стальные канаты: Сб. науч. тр. Одесса: Астропринт, 2001. С. 105–116.*

УДК 669.018.9

Чуманов В.И., Пятагин Д.А., Чуманов И.В.

УПРОЧНЕНИЕ СТАЛИ ТУГОПЛАВКОЙ ДИСПЕРСНОЙ ФАЗОЙ*

Современные металлические материалы работают в сложных условиях, характеризующихся широким интервалом температурных, в условиях высокого абразивного износа, скоростных и механи-

ческих воздействий. Анализ причин абразивного износа деталей, работающих в условиях сухого трения, показал, что в зоне контакта создаются высокие температуры, приводящие к отпуску закаленной стали и резкому снижению твердости и износостойкости. Одним из путей увеличения ме-

* Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований № 07-08-00207-а.

ханических свойств металлических материалов, повышения их срока службы и снижения металлоемкости продукции является увеличение конструктивной прочности стали и сплавов других металлов путем введения в металлическую матрицу дисперсных тугоплавких упрочняющих фаз и равномерного их распределения в металлической матрице [1–3]. В качестве стальной матрицы возможно использовать инструментальные, средне- и высокоуглеродистые стали, включая и быстрорежущие, а в качестве упрочняющих – твердые тугоплавкие частицы, например карбид титана (TiC). TiC имеет высокие твердость, термодинамическую стабильность в металлических расплавах, температуру плавления, коррозионную стойкость и низкую плотность. Введение тугоплавких частиц в расплав в процессе кристаллизации позволит также измельчать зерно, так как они будут играть роль дополнительных центров кристаллизации. Возможность получения требуемых различных свойств сплавов путем изменения соотношения карбидов и металлической связки, а также проведения их термической обработки позволяет применять композиции карбид титана–сталь в качестве материала для режущего инструмента и штампов для изготовления конструктивных деталей, работающих в условиях сухого трения и подвергающихся интенсивному абразивному износу.

Физико-механические методы обработки металлических расплавов дисперсными упрочняющими фазами, в частности карбидом титана (механическое замешивание, обработка ультразвуком, осаждение в электрическом поле и др.), не дают стабильных результатов по причине их низкой плотности по сравнению с матричным расплавом. При обычной разливке стали, например, когда жидкая ванна находится над фронтом кристаллизации, такое дисперсное упрочнение оказывается невозможным вследствие всплывания частиц в том же направлении, что и движение фронта кристаллизации. Данное обстоятельство приводит к неравномерному распределению тугоплавких частиц и, как следствие этого, отсутствие изотропии физико-механических свойств по объему заготовки.

Эффективно ввести твердые тугоплавкие упрочняющие частицы в жидкий металлический расплав и обеспечить их равномерное распределение по фронту кристаллизации можно, реализуя способ разливки с одновременной подачей тугоплавких частиц и вытягиванием формируемой заготовки (слитка) вверх, т.е. в направлении, обратном гравитационным силам (Способ получения композиционного материала с повышенной износостойкостью: пат. 2080206 РФ, рис. 1). В этом случае фор-

мирующийся слиток можно считать гетерогенной системой, для которой в общем случае характерно наличие двух фаз – жидкой и твердой, разделенных переходной двухфазной областью [4]. В пределах двухфазной зоны формируется дендритная структура. Особенностью кристаллизации внутренних объемов заготовок является то, что на последней стадии металл в двухфазном состоянии находится в узких вытянутых объемах. Вводимые в центровую тугоплавкие частицы увлекаются потоком жидкого металла и через литниковую систему доставляются в кристаллизатор. Всплывая в жидком металле по закону Стокса, частицы попадают в двухфазную зону (фронт кристаллизации), где и захватываются растущими осями дендритов. При вытягивании формируемой заготовки вверх с определенной скоростью фронт кристаллизации находится на одной высоте, а к нему осуществляется постоянное поступление нового количества жидкого металла и тугоплавких частиц. Кроме того, частицы, введенные в расплав в оптимальных количествах, являются, как было отмечено ранее, активными центрами кристаллизации, ускоряющими процесс затвердевания металла.

Для равномерного распределения частиц по всему сечению литой заготовки и отсутствия дефектов ликвационно-усадочного характера, необходимо обеспечить равенство скоростей кристаллизации и вытягивания. В зависимости от скорости вытяжки формируемой заготовки, температуры разливки и объемной доли упрочняющих частиц формируется та или иная структура композиционного материала с требуемыми физико-меха-

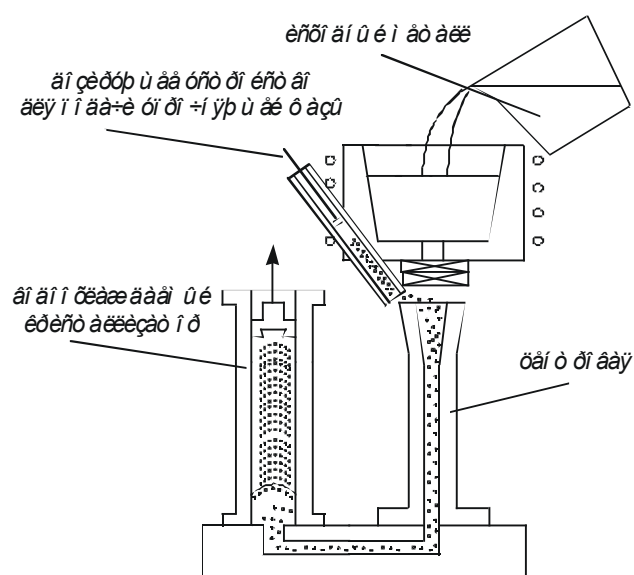


Рис. 1. Способ получения композиционного материала с повышенной износостойкостью с вводом упрочняющей фазы

ническими свойствами. Изотропия механических свойств в литой заготовке обеспечивается оптимальным профилем (вогнутостью) фронта кристаллизации, форма которого зависит от скорости вытягивания заготовки, а равномерность распределения тугоплавких частиц – от скорости их подачи в центровую. Анализ системы Fe–Ti–C позволил сделать вывод, что для предотвращения выкрашивания частиц из матричного состава необходимо обеспечить угол их смачиваемости менее 90° , что достигается введением металлического титана в расплав перед разливкой.

Скорость подачи тугоплавких частиц в центровую возможно определить из соотношения

$$\frac{C_V(z, \tau)}{C_V^0} = \frac{H \exp\left(\frac{(z-H)}{V_C |\tau - \tau_0|}\right)}{V_C |\tau - \tau_0| \cdot \left(1 - \exp\left(-\frac{H}{V_C |\tau - \tau_0|}\right)\right)},$$

где z – вертикальная координата рассматриваемого объема; τ и τ_0 – текущее время и время полного всплывания частицы, с; H – координата поверхности расплава, м; C_V^0 – средняя величина объемной доли при $\tau = 0$; $C_V(z, \tau)$ – плотности распределения объемной доли частиц; V_C – стоковая скорость установившегося движения частиц, м/с,

$$V_C = \frac{2}{9} \cdot \frac{(\rho_{Me} - \rho_{TiC}) \cdot g \cdot r^2}{\eta_{Me}},$$

ρ_{Me} – плотность металла, кг/м^3 ; ρ_{TiC} – плотность карбида титана, кг/м^3 ; η_{Me} – динамическая вязкость металла, Па·с; r – радиус частиц карбида титана, м; g – ускорение свободного падения,

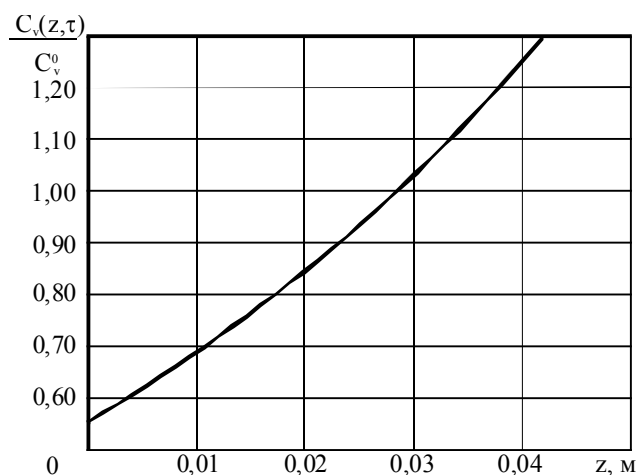


Рис. 2. Зависимость $C_V(z, \tau)/C_V^0$ от z при $\tau = 60$ с

$$g=9,8 \text{ м/с}^2.$$

Используя полученное соотношение, был сделан расчет для случая всплывания дисперсных частиц карбида титана (TiC) в жидком металлическом расплаве (сталь У7). Примем $\rho_0=7200 \text{ кг/м}^3$, $\rho_1=4500 \text{ кг/м}^3$, $\eta=5 \cdot 10^{-5} \text{ Па}\cdot\text{с}$, $r=5 \text{ мкм}$, $H=0,05 \text{ м}$; найдем $V_C=2,9 \cdot 10^{-5} \text{ м/с}$. Время τ_0 можно оценить из соотношения $\tau_0=H/V_C$; в нашем случае $\tau_0=1724 \text{ с}$. Для момента времени $\tau=60 \text{ с}$ соотношение запишется в виде

$$\frac{C_V(z, \tau)}{C_V^0} = 1,6 \exp\left(\frac{z-H}{0,048}\right).$$

График зависимости $C_V(z, \tau)/C_V^0$ представлен на рис. 2.

Для практического осуществления данного способа была разработана схема с использованием подъёмного механизма установки ОКБ-906, так как данная установка позволяет обеспечить требуемую (по расчету) скорость вытяжки. Сталь марки У7, выплавленная в индукционной печи (после промывочных плавок), разливалась на модернизированной установке с введением твердофазных частиц. Температура стали перед разливкой 1650°C . В качестве дисперсной тугоплав-

Таблица 1

Химический состав и технологические параметры опытных плавок

Сталь марки У7 по ГОСТ 1435-74, %									
С	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Cu		
0,65–0,74	0,17–0,33	0,17–0,33	н.б.						
			0,03	0,028	0,25	0,20	0,25		
Плавка № 801885 цельнолитая без упрочнения, %									
Перед выпуском в ковш									
С	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Cu	Ti	
0,60	0,18	0,20	0,013	0,009	0,34	0,38	0,24	0,01	
Перед разливкой и вытяжкой									
С	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Cu	Ti	
0,54	0,30	0,31	0,014	0,004	0,34	0,36	0,24	0,049	
Начальная скорость вытяжки – 0,05 м/мин. Рабочая скорость вытяжки – 0,03 м/мин. В ковш присаживали металлический титан – 0,9 кг.									
Плавка № 801834 цельнолитая с упрочнением TiC, %									
Перед выпуском в ковш									
С	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Cu	Ti	
0,55	0,20	0,25	0,013	0,009	0,34	0,45	0,19	0,01	
Перед разливкой и вытяжкой									
С	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Cu	Ti	
0,60	0,25	0,29	0,014	0,008	0,34	0,44	0,19	0,061	
Начальная скорость вытяжки – 0,05 м/мин. Рабочая скорость вытяжки – 0,03 м/мин. В ковш присаживали металлический титан – 0,9 кг. В центровую присаживали TiC – 0,9 кг.									

кой фазы использовали карбид титана (TiC), а для улучшения смачиваемости карбидов в ковше перед разливкой давали металлический титан. Химический анализ проводился в ковше и после введения карбида титана. Химический состав и технологические параметры опытных плавок представлены в **табл. 1**.

Были получены слитки с удовлетворительным качеством поверхности. Проведенный микроанализ показал, что было обеспечено равномерное распределение тугоплавких частиц по сечению заготовки (**рис. 3**).

Исследование микроструктуры показало, что при реализации предложенного способа разливки, с вытягиванием формирующейся в кристаллизаторе заготовки вверх, наблюдается достаточно равномерное распределение введенных в металл дисперсных частиц по всему объёму заготовки, хотя в краевой зоне слитка наблюдается несколько меньшая концентрация карбидов титана. Это обусловлено процессом затвердевания слитка: так как фронт кристаллизации имеет выгнутую форму, то конвективные потоки в жидкой стали частично вымывают дисперсную тугоплавкую фазу с периферийной зоны литой заготовки. Данную неоднородность возможно устранить последующей деформацией.

Полученный металл был деформирован на квадрат 40 мм. Опытный металл хорошо поддавался пластической деформации. Все образцы опытной плавки стали марки У7, упрочненной TiC, перед испытаниями были подвергнуты следующей термической обработке. Закалка: температура 800–820°C, охлаждающая среда – вода; отпуск: температура 300–320°C, выдержка при температуре отпуска – 2 ч и последующее охлаждение

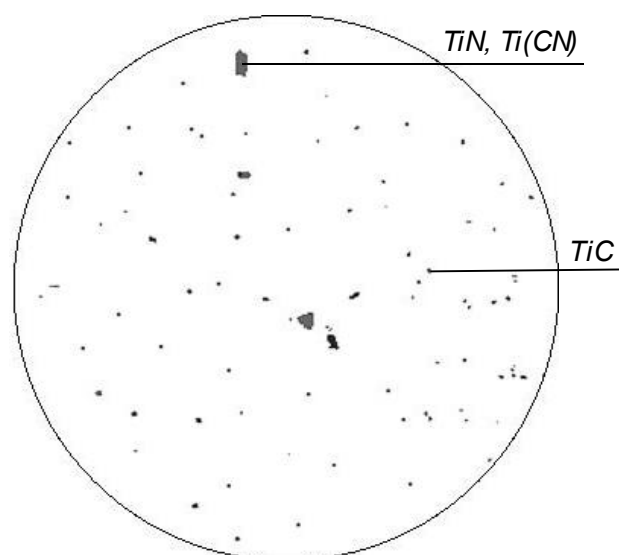


Рис. 3. Микроструктура опытного металла, $\times 312$

на воздухе. После чего проводились исследования механических свойств представленных в **табл. 2**.

Результаты механических испытаний свидетельствуют о необходимости более тщательно подбирать концентрацию модифицирующей фазы для выхода на требуемые механические свойства и обоснованный подход к выбору стали для модифицирования.

Из деформированного металла были вырезаны образцы и проведено предварительное исследование изменения износостойкости в зависимости от изменения технологии и термической обработки. Измерение износостойкости проводилось на базе лаборатории кафедры “Общая металлургия” филиала ГОУ ВПО ЮУрГУ в г. Златоусте. Была создана установка и разработана методика измерения износостойкости. Взяв за основу принцип определения удельной работы износа, была разработана принципиально новая схема автоматизации процесса измерения износостойкости. Под образцом, нагруженным дополнительной массой, протягивается абразивная лента. В течение всего времени испытания образец соприкасается с непрерывно обновляемым участком абразивной ленты. Образец удерживается тягой, соединённой с силоизмерителем, который фиксирует силу трения. Силовизмеритель электромеханического типа подаёт сигнал об изменении силы трения на усилитель сигнала, далее сигнал поступает на блок обработки данных, где производится запоминание, сравнение и вывод результатов на блок индикации. По изменению массы образца и величине работы, показанной на индикаторе, определяется удельная работа износа.

Износостойкость опытного металла исследовалась как на отожженных образцах и сравнивалась с износостойкостью стали У7, полученной по классической технологии, так и в термообработанном состоянии (закалка: температура 800–820°C, охлаждающая среда – вода; отпуск: температура 300–320°C, выдержка – 2 ч и последующее охлаждение на воздухе, HRC=55) и сравнивались со сталями ЭИ107, 110Х18М-ШД в закалённом

Таблица 2

Механические свойства опытного металла

Номер пробы	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	KCU, кгс/см ²	Твёрдость, HRC
Плавка № 801885 цельнолитая без упрочнения, %						
1	467,46	812,42	24,0	59,7	4,6	12
2	421,4	812,32	24,0	51,4	3,4	11
Плавка № 801834 цельнолитая с упрочнением TiC, %						
1	361,62	743,82	24,0	48,1	4,4	10
2	355,74	741,86	24,0	49,0	4,1	8

состоянии (HRC=55).

Результаты измерения износостойкости полученного материала в сравнении с другими сталями представлены на **рис. 4**.

Результаты измерения износостойкости в отожженном состоянии свидетельствуют о том, что введение твёрдофазных частиц приводит к увеличению износостойкости на 14% по сравнению с неупрочнённой сталью. Добавки титана в ковш для увеличения смачиваемости не приводят к повышению износостойкости, так как, очевидно, данной концентрации титана недостаточно для образования достаточного количества карбидов. Исследование влияния термообработки и увеличения твердости на износостойкость показало, что удельная работа износа материала в термообработанном состоянии увеличивается незначительно, несмотря на достаточно большое увеличение твёрдости (в отожженном состоянии HRC=10, в закалённом HRC=55). Сравнение композиционного материала с другими дорогостоящими высокоизносостойкими сталями (ЭИ 107, 110Х18М-ШД) показало, что полученный композиционный материал по износостойкости им не уступает.

Закключение

Экспериментально, в условиях промышленного производства, осуществлена опытная разливка с введением упрочняющей экзогенной

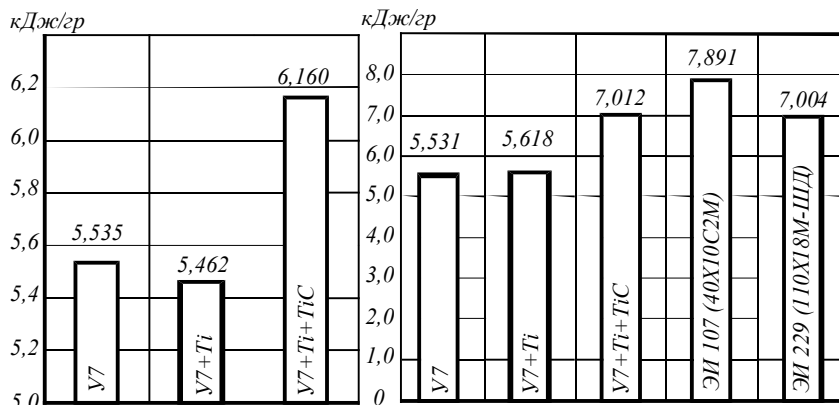


Рис. 4. Удельная работа износа

карбидной фазы и получены цельнолитые заготовки.

При реализации способа упрочнения стали и сплавов дисперсными тугоплавкими фазами распределение дисперсных тугоплавких фаз по сечению слитка остается стабильным во всех исследованных случаях: отмечено некоторое увеличение концентрации дисперсной фазы от края слитка к центру.

Показано, что ввод в жидкий металл дисперсных твердых тугоплавких фаз при вытягивании слитков вверх позволяет зафиксировать их в металлической матрице и обеспечить увеличение прочностных характеристик металла, существенное увеличение износостойкости металлических материалов и мало влияет на изменение их пластических характеристик по сравнению с базовым материалом.

Библиографический список

1. Гольдштейн М.И., Фарбер В.М. Дисперсное упрочнение стали. М.: Металлургия, 1979. 208 с.
2. Туманов А.Т. Волокнистые и дисперсно-упрочненные композиционные материалы. М.: Наука, 1976. 156 с.
3. Соловьев В.П., Молчанов М.Д., Новоженова В.А. Введение дисперсных частиц в литейные сплавы // Изв. вузов. Черная металлургия. 1981. № 5. С. 136–139.
4. Лисиенко В.Г., Лобанов В.И., Китаев Б.И. Теплофизика металлургических процессов. М.: Металлургия, 1982. 240 с.

УДК 621.74.94:669.131.7.061.062

Чайкин В.А., Болдырев Д.А., Чайкина Н.В.

ОСОБЕННОСТИ ГРАФИТИЗИРУЮЩЕГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА СМЕСЕВЫМИ МОДИФИКАТОРАМИ В УСЛОВИЯХ ОАО «АВТОВАЗ»

В ОАО «АВТОВАЗ» производится отливка 2101-3105015 «Ступица переднего колеса» из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом марки ВЧ50. Отливку получают обработкой в

ковше емкостью 1200 кг сфероидизирующим модификатором NiMg15Ce0,5 в количестве 4,8 кг (0,4% от металлоемкости ковша). В структуре отливки допускается до 5% цементита. В силу своей