

ОБЪЕМНОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ СТАЛИ В ТВЕРДОЙ ФАЗЕ

¹Яздани-Черати Джавад Х, С.М. Ушеренко², Ю.С. Ушеренко³

^{1,2}Белорусский национальный технический университет, ³Институт повышения квалификации и переподготовки кадров БНТУ, Республика Беларусь

Аннотация

В результате взаимодействия между массивным матричным материалом – стальной матрицей и вводимыми порошковыми частицами в объеме твердого тела формируются волокна. На основании известных представлений предсказать свойства материала волокон невозможно. Однако можно прогнозировать технологические операции, позволяющие сформировать волоконный композиционный стальной материал.

Введение

Определены условия формирования композиционного материала на основе стального твердого тела. За счет кумуляции энергии в зонах прошивки одновременно проявляются комплекс факторов: высокое давление, интенсивные сдвиговые деформации и ограничение на отвод энергии в период взаимодействия [1].

За счет кумуляции энергии вводимое вещество (микрочастицы) взаимодействует со сталью на глубинах в десятки миллиметров. При этом существенно меняется уровень физико-механических свойств. Энергия сгустка частиц в основном расходуется на динамические потери. Легирование локальных участков матрицы реализуется при диссоциации материала частиц в закрытом объеме.

Увеличение скорости удара, плотности материалов и угла удара несущественно влияют на относительную глубину формирования кратера. Эти факторы влияют на величину кинетической энергии. Однако излишки энергии не могут (в открытой системе) эффективно поглощаться материалом преграды. При воздействии сгустка пылевых частиц на преграду в ней возникают переменные поля давления. Особый характер поля давлений объясняется градиентами скорости и плотности в объеме сгустка (потока) дискретных ударников [2,3]. После создания зародыша канального элемента происходит разгрузка поля давления. Канальный элемент закрывается. Наличие поля давления в объеме преграды является обязательным условием реализации эффектов сверхглубокого проникновения [4].

Переменное фоновое давление, действует в период взаимодействия преграды с потоком. Переход от открытой к закрытой системе качественно изменяет характер сохранения энергии. Энергоемкость закрытой системы резко увеличивается в реальный период времени взаимодействия ($10^{-8} - 10^{-5}$ с).

В настоящее время эффективно использование процесса объемного легирования и материалов на этой основе для горнодобывающих и строительных предприятий.

Целью настоящей работы является разработка инструментальных стальных композиционных материалов.

1. Прошивка стали сгустками порошковых частиц

Выполнялся цикл операций по нагружению стальной преграды последовательными струями металлических и керамических порошков. Концентрация вводимых химических элементов в стали зависит от кратности операции прошивки.

В твердом агрегатном состоянии можно также уменьшить концентрацию легирующего вещества. Изменение исходной температуры материала преграды, к сожалению, является недостаточно эффективным путем регулирования этого процесса.

Более эффективным оказался подвод энергии за счет обжата преграды дополнительным зарядом. Например, при обработке частицами вольфрама наблюдалось увеличение концентрации W за счет дополнительного обжата стальной преграды по сравнению с обычной прошивкой на 54 %. За счет введения дополнительного обжата стальной преграды концентрация была увеличена в 12 раз. Столь значительное увеличение доли вводимого вещества в период дополнительного обжата, вероятно, связано с увеличением доли проникающих частиц.

Включения, полученные на основе свинца и окиси алюминия при прошивке стали в режиме сверхглубокого проникания, при травлении азотной кислотой не удаляются. По этой же причине (на рисунке 1) показаны результаты прошивки частицами Al_2O_3 и формирование волокна окиси алюминия.

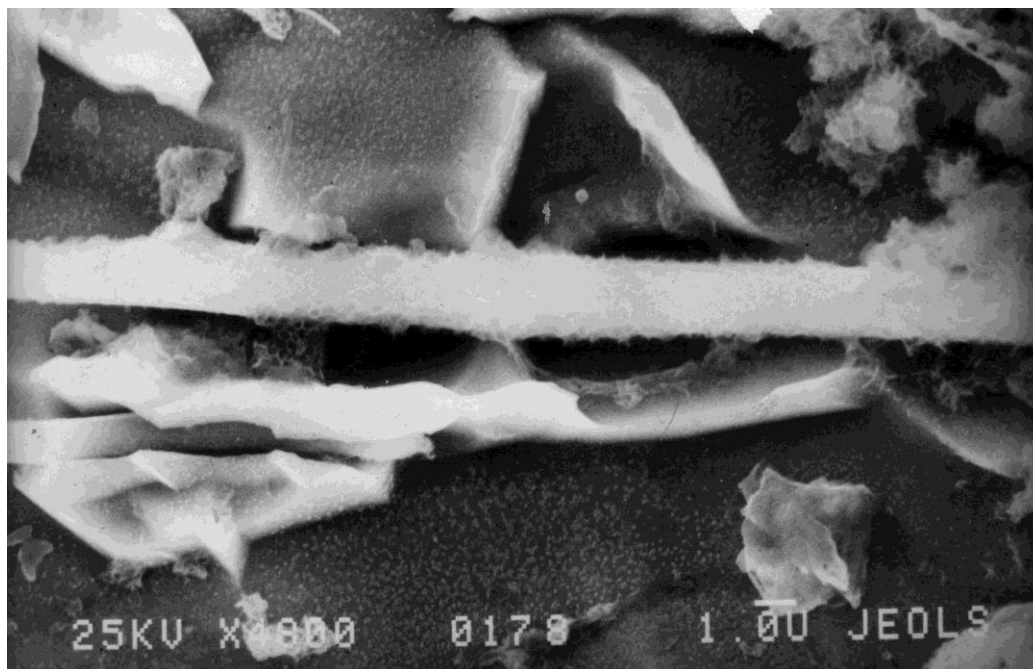


Рисунок 1. Армирующие нити в стальной преграде на основе окиси алюминия, диаметр волокна = 2,1 мкм, увеличение $\times 6000$

Пример разницы химического состава углеродистой стали до и после обработки стали в режиме сверхглубокого проникания показан в таблице 1.

Таблица 1. Данные микроанализа матрицы и волоконных элементов в стали 20 до и после динамической обработки

Анализ до и после СПП	Fe	Mn	Si	Al	S
До (матрица)	98,6	0,19	0,67	0,40	0,14
После (волокно)	3,81	54,30	1,33	0,36	40,2

2. Элементы структуры композиционного материала при обработке

На практике в качестве матрицы использовали быстрорежущие инструментальные стали. Результаты обработки инструментальной (быстрорежущей) стали частицами SiC можно фиксировать в форме кратеров. Результаты анализа (после усреднения) приведены в таблице 2.

Таблица 2. Усредненный количественный анализ зоны в продольном сечении прошитой быстрорежущей стали. Параметры обработки: выполнен анализ всех элементов (нормализован). Все результаты в весовых %

Спектр	Si	V	Cr	Fe	Mn	Mo	W	Итого
	2.1	6.9	7.9	60.6	0,6	11.2	10.7	100.0

Результаты анализа углеродистой стали после прошивки (рисунок 2) показали, что армированной зоне присутствуют стабильный марганец или железо, или их изотопы Fe^{55} и Mn^{55} .

Можно наблюдать при прошивке стали синтез внутри волокна изотопа Fe^{55} , т.к. это наименее энергоемко. Вместо синтеза Mn^{55} мы имеем дело с синтезом в объеме стали изотопа, т.е. Fe^{55} . В течении 2,7 года происходит превращение изотопа железа в устойчивый Mn^{55} .

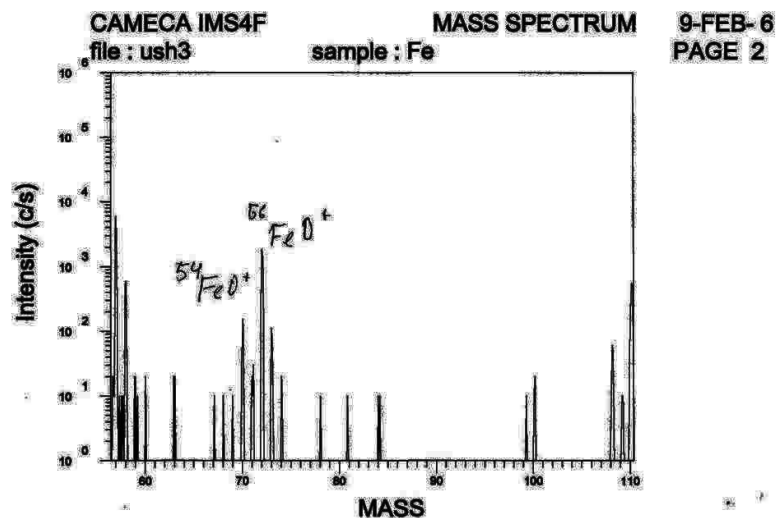
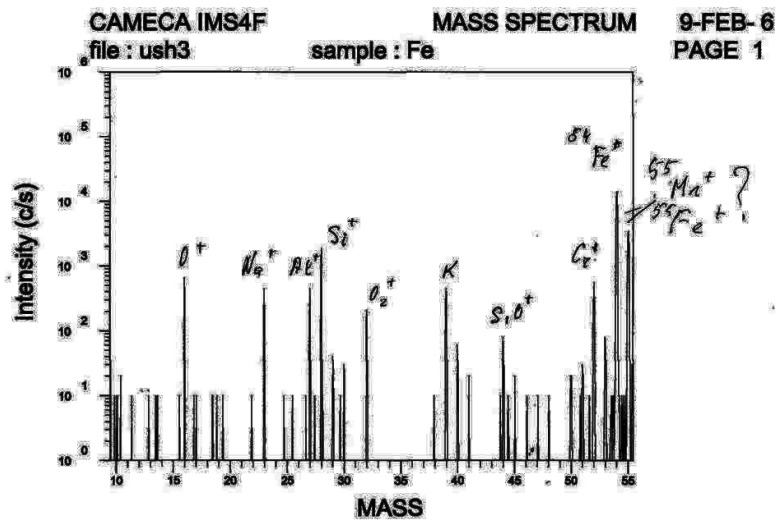


Рисунок 2. Анализ стали 20 после обработки в режиме СПП густком частиц SiC

В процессе прошивки стали создаются зародыши армирующих структурных элементов (волокон). Поскольку процесс прошивки длится доли секунды ($\leq 0,1$) формирование волокон не

успевает завершиться. Поэтому процесс упорядочивания структуры упрочняющих структурных элементов требует достаточно длительной время. Время необходимое для протекания диффузии внутри упрочняющих волокон для быстрорежущей стали может быть реализовано в процессе высокотемпературного отпуска. На изменение относительной износостойкости стальной матрицы, упрочненной потоком частиц TiCN по отношению к базовой стали существенно влияет диапазон режимов термической обработки. Оптимальным режимом термической обработки для матричного материала принято считать нагрев под закалку 1200°C и трехкратный отпуск 560°C. Область повышенной износостойкости (в 1,7 – 1,8 раза) соответствует, как правило, более высоким температурам нагрева при закалке и отпуске в результате увеличения доли упрочняющей фазы в композиционном материале.

Изменение прочности на изгиб этого материала после обработки смесью порошков оценивалось при рассмотрении композиционного материала. Волокна и матрица деформируются в композиции так же, как при их отдельном испытании. Все волокна имеют одинаковые значения временного сопротивления разрыву и разрушаются при одинаковой деформации.

С учетом указанных допущений временное сопротивление разрыву композиционных материалов определяется по правилу аддитивности:

$$\sigma_{\Sigma} = \sigma_f V_f + \sigma_m (1 - V_f),$$

где σ_{Σ} - прочность на изгиб композита, σ_f - прочность на изгиб волокон, σ_m - прочность на изгиб матрицы, V_f - объемная доля волокон.

Экспериментально определенные структурные параметры после обработки массивного инструмента приведены в таблице 3.

Таблица 3. Параметры структуры стали после импульсной обработки в режиме СГП

Расстояние от поверхности, мм	0-30
d_{aver} , мкм	0,86
D , мм ²	173,9
Part, %	0,0101%

Примечание. Средний диаметр активированной микрзоны - d_{aver} , плотность активированных зон в единичной площадке – D , доля активированных микрзон – Part.

Как правило, долю влияния волоконной структуры в металлическом композиционном материале задают в 10 объемных процентов. Принятие этой объемной доли (10%) позволяет заведомо исключить возможность завышение величины прочности волокна σ_f . Значения предела прочности на изгиб и параметры структуры после закалки с различных температур рассмотрены в таблице 4.

Таблица 4. Характеристики композиционного материала, закаленного при температуре 1200°C

Температура отпуска, °С	σ_{Σ}	σ_m	σ_f	$\Delta\sigma$	V_f	d_{aver}
	ГПа	ГПа	ГПа	ГПа		мкм
600	4,6	3,8	11,8	0,8	0,1	27
590	4,5	3,7	11,7	0,8	0,1	27
580	4,2	3,4	11,4	0,8	0,1	27
570	4,0	3,5	8,5	0,5	0,1	27
560	3,8	3,8	3,8	0,2	0,1	27
550	3,6	3,9	2,7	0	0,1	27
540	3,3	3,9	0,9	-0,4	0,12	38,2

В активированной зоне процессу роста зерен предшествует этап проявления новых точек роста, что требует дополнительной энергии при нагреве. Диаметр волокна при температурах отпуска ниже, чем 550°C оказывается выше, чем при более высоких температурах. На этом этапе термической обработки наличие активированных зон в объеме стальной заготовки приводит к понижению прочностных характеристик изделия. Рост упрочняющих волоконных зон смещается в область более высоких температур, приводя к повышению прочности на изгиб. Таким образом, прочность выращенных волокон становится сравнима с прочностью керамических и металлических усов. Это обеспечило повышение прочности на изгиб инструментального материала, как макротела, в 1,2 -1,3 раза. Реализуется анизотропия механических свойств.

3. Использование композиционных стальных материалов

Твердый вольфрамокобальтовый сплав (ВК8) признан в Европейском союзе экологически опасным (сильный канцероген). Поэтому резцы армированные инструментальной сталью и композиционным стальным материалом являются экологической альтернативой твердосплавным резцам.

В процессе эксплуатации партии резцов РКС-1в был выполнен цикл испытаний. При этом удельный расход инструмента на 1000 тонн добытой руды составил - $q=10,01$ шт./1000т. Затраты энергии при этом уменьшились в 1,22 раза. Важным является то, что все прочие затраты на энергию, амортизацию и др. не увеличиваются. Комфортность работы горнорабочих повышается.

Композиционный стальной материал использовался в инструменте для добычи калийных солей. Его применение позволило повысить сроки эксплуатации инструмента в 1,5-5 раз, снизить энергоемкость процесса резания на 20%, практически исключены динамические поломки. В результате сроки эксплуатации дорогостоящих горных машин увеличились в 1,5-2 раза. Удалось повысить эксплуатационную стойкость комбайнов в 1,3-1,9 раза. Использование новых инструментальных материалов позволило существенно улучшить условия работы, внедрить энергосберегающие технологии при их производстве. Новый инструментальный композиционный материал является сравнительно взрывобезопасным, так как температура искр ниже температуры поджога метана.

Заключение

Показаны возможность создания массивных композиционных материалов на основе инструментальных сталей. Рассмотрен комплексный процесс производства инструментального композиционного материала от активации в объеме твердого тела микроструктуры до выращивания упрочняющей волоконной структуры. На основе полученных результатов можно сделать следующие основные выводы:

1. При взаимодействии высокоскоростных ступков порошковых частиц со стальными заготовками в режиме СПП в объеме твердого тела реализуется структура стального массивного композиционного материала, армированного активированными волоконными зонами.
2. Можно предположить, что основной причиной упрочнения стали является выращивание волокон с высоким содержанием марганца (Mn^{55}).
3. Показан рост упрочняющих волоконных зон в зависимости от температурного режима последующей термической обработки, что приводит к повышению расчетной прочности на изгиб материала этих зон в 13 раз.

Список литературы

1. Ушеренко С.М. Особенности взаимодействия потока микрочастиц с металлами и создание процессов объемного упрочнения инструментальных материалов. Диссертация на соискание ученой степени доктора технических наук. 05.02.01-Материаловедение в машиностроении. 05.16.06 –Порошковая металлургия и композиционные материалы. Минск: Белорусская государственная политехническая академия.1998 . 236 с.
2. The physics of superdeep penetration phenomenon / J. Owsik [et al.] // J.Tech. Phys. – 2008. – Vol. 49, № 1. – P. 3 – 25.

3. Usherenko, S.M. Formation of high-velocity microjets in different variants of superdeep penetration / S.M. Usherenko, O.I. Koval, Yu.S. Usherenko // Journal of engineering physics and thermophysics. – 2003. – Vol.76, №1. – P.109–115.
4. Ушеренко Ю.С. Модификация металлов и сплавов высокоскоростным потоком твердых частиц. Автореферат диссертации на соискание учёной степени кандидата технических наук по специальности 01.04.07 – физика конденсированного состояния. Гомель 2013. 27 с.

УДАРНО-ВОЛНОВАЯ ОБРАБОТКА В ТЕХНОЛОГИИ ZnS ЛЮМИНОФОРОВ

*В.В. Бахметьев¹, К.А. Огурцов¹, М.М. Сычев¹,
А.А. Котомин², С.А. Душенко², А.С. Козлов², Н.С. Мореза¹*

¹Санкт-Петербургский государственный технологический институт
(технический университет), Санкт-Петербург, Россия

²Федеральное государственное унитарное предприятие
«Специальное конструкторско-технологическое бюро «Технолог»,
Санкт-Петербург, Россия

Введение

Исследования в области электролюминесценции поликристаллических полупроводниковых структур со времени открытия явления Ж. Дестрио для переменного электрического поля базируются главным образом на соединениях $A^{IV}B^{VI}$ [1]. Такие полупроводники, в частности ZnS, находят широкое применение во многих областях техники и, прежде всего, в оптоэлектронных приборах [2].

Электролюминофоры на основе сульфида цинка, легированные медью и марганцем, используются в источниках света, возбуждаемых постоянным или переменным током. Особенностью электролюминофоров состава $ZnS:Cu, Mn$ является возможность изменять цвет свечения в области от синего до оранжевого. Это можно осуществлять как на стадии синтеза люминофора, путем изменения концентрации активаторов, так и в изготовленном источнике света путем изменения частоты возбуждающего напряжения. В некоторых случаях возможно получить белый цвет свечения. В настоящее время применение электролюминесцентных источников света ограничивает недостаточно высокая яркость и стабильность электролюминофоров. Для увеличения яркости свечения следует повысить концентрацию активаторов в частицах электролюминофоров, однако максимальная концентрация ограничена пределом растворимости меди и марганца в сульфиде цинка. Так, в случае превышения концентрации меди предела ее растворимости, внутри и на поверхности частиц электролюминофоров образуется фаза Cu_xS . В небольшом количестве она необходима как источник электронов в процессе возбуждения люминесценции электрическим полем, однако избыток этой фазы снижает яркость электролюминесценции за счет шунтирующего действия и поглощения излучаемого света. Поэтому, простым увеличением концентрации активаторов повысить количество центров свечения выше определенного предела невозможно - для этого следует увеличить растворимость меди и марганца в сульфиде цинка.

В ряде работ было показано, что путем обработки исходного ZnS ускоренными электронами, гамма-лучами и ударно-волновым воздействием можно существенно повысить яркость синтезируемых из него люминофоров [3-7]. В данной статье обобщены результаты исследований по ударно-волновой обработке ZnS в технологии получения люминофоров на его основе.

Результаты и обсуждение

При получении электролюминофоров $ZnS:Cu, Mn$ важной задачей является повышение концентрации активаторов (меди и марганца) в исходном ZnS. Это позволяет увеличить количество центров свечения в зерне люминофора и, следовательно, повысить его яркость. Однако