

На правах рукописи

РГБ ОД

19 ЯНВ 2000



Лукашенко Сергей Германович

**ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ДЕМПФИРУЮЩИХ СВОЙСТВ
ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ, НАНЕСЕННЫХ НА
· КОНСТРУКЦИОННЫЕ СТАЛИ**

Специальность 05.16.01 –
Металловедение и термическая обработка металлов

АВТОРЕФЕРАТ
диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Екатеринбург, 2000 г.

Работа выполнена в Уральской государственной лесотехнической академии.

Научный руководитель:

- доктор технических наук, профессор

Потехин Б.А.

Официальные оппоненты:

- доктор технических наук, профессор

Скворцов А.И.

- кандидат технических наук, доцент

Пышминцев И.Ю.

Ведущее предприятие: Центральный научно-исследовательский институт металлургии и материалов (ЦНИИМ), г. Екатеринбург.

Защита состоится « 19 » мая 2000 г. в 10 часов в аудитории 1-31 на заседании диссертационного совета К 064.69.03 в Вятском Государственном техническом университете.

Ваш отзыв в одном экземпляре, заверенный печатью, просим направлять по адресу: 610000, г. Киров, ул. Московская, 36, ученому секретарю университета.

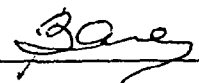
Телефон: 69-31-94.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке Вятского Государственного технического университета.

Автореферат разослан « 17 » апреля 2000 г.

Ученый секретарь

диссертационного совета, к.т.н., доцент



Д.И.Василевич

K222.230.624-1,0
K663.033.057.2,27,0

Общая характеристика работы.

Актуальность проблемы. Неуклонное увеличение скоростей работы современных машин и механизмов приводит к неизбежному росту вредных вибраций, шумов, резонансных явлений и др. Важность вопроса доказывает регулярное проведение семинаров, конференций, где наряду с научными работниками, учеными, занимающимися проблемой виброгашения участвуют представители промышленности, заинтересованные в конкретных результатах по диагностике и виброзащите производственного оборудования.

Эффективным средством борьбы с шумом и вибрацией является использование демпфирующих материалов, таких, как сплавы с магнитоупругим гистерезисом (Fe-Cr, Fe-Cr-V стали), сплавы с термоупругим мартенситом или двойникованием (Mn-Cu, Cu-Al), материалы с высокой гетерогенностью структуры (чугуны, композиционные материалы) и др. Однако, за исключением чугунов, все они находят малое применение, что обусловлено низкими механическими свойствами (Fe-Cr стали), высокой стоимостью (Mn-Cu) или невысокой теплостойкостью (композиенты).

Нанесение демпфирующих материалов в виде покрытий на конструкционную сталь рационально совмещает механическую прочность основы и демпфирующую способность покрытия. Известны покрытия полимерными материалами, композитами, а также металлические покрытия, нанесенные с помощью гальваники и плазмы. Однако, полимерные и композиционные покрытия не допускают высоких рабочих температур, механических воздействий на поверхность и экологически вредны, гальванические обладают невысокой демпфирующей способностью, а свойства плазменных покрытий практически не изучены. Последнему аспекту и посвящена данная работа.

Работа выполнена при поддержке гранта Министерства О и ПО РФ и УГТУ – УПИ (шифр 97-18-3.3-86).

Цель работы: Установление закономерностей демпфирования плазменных металлических порошковых покрытий, нанесенных на различные конструкционные стали, в зависимости от свойств порошковых материалов, толщины покрытия и их термической обработки.

Задачи исследования:

1. Установить влияние дисперсности структуры ряда специальных Fe-Cr-V сталей, их магнитных и механических свойств на демпфирующую способность и выявить возможность использования этих сталей в виде порошковых покрытий.
2. Определить основные механизмы рассеяния механической энергии в плазменных покрытиях, показать взаимосвязь структуры, механических и диссипативных свойств.
3. Оценить влияние термической обработки различных плазменных порошковых покрытий на демпфирование.
4. Изучить возможность комбинирования различных механизмов демпфирования, в том числе магнитомеханического затухания (ММЗ), путем

использования специальных ферромагнитных материалов в качестве основы и в качестве покрытия.

5. Показать возможность практического применения плазменных покрытий в качестве вибропоглощающего материала широкого назначения.

Научная новизна. Впервые выполнено комплексное систематическое исследование демпфирующей способности плазменных порошковых покрытий, нанесенных на конструкционные стали; установлены определяющие механизмы демпфирования плазменных покрытий; показана роль механических свойств металла покрытий в формировании демпфирующих свойств.

Положения, выносимые на защиту:

1. С повышением дисперсности структуры монолитных ферритных сталей магнитомеханическое затухание снижается, а в плазменных порошковых покрытиях из этих сталей, имеющих высокодисперсную структуру, основной механизм демпфирования меняется с ММЗ на дислокационный.

2. Магнитомеханическое затухание в плазменных порошковых покрытиях, изготовленных из ферромагнитных материалов и сплавов высокого демпфирования, практически отсутствует.

3. Основным, практически значимым механизмом высокого демпфирования в плазменных порошковых покрытиях, является дислокационный механизм, обусловленный неоднородностью напряженного состояния покрытия при деформации.

4. Демпфирующая способность порошковых покрытий определяется показателями прочности наносимого материала покрытия. При этом наибольшим уровнем рассеяния энергии обладают материалы с пределом текучести $130 < \sigma_{0,2} < 230$ МПа.

5. Амплитудная зависимость внутреннего трения плазменных порошковых покрытий по характеру и действующим механизмам рассеяния энергии подобна таковой в чугунах.

Практическая ценность диссертации:

1. Результаты выполненных исследований показали возможность не изменяя материала и конструкции изделия существенно влиять на его виброактивность путем нанесения соответствующих плазменных покрытий. Данное направление в ряде случаев представляется более оправданным в техническом и экономическом отношении, чем изменение материала конструкции, введение в конструкцию демпфирующих устройств и др.

2. Эффективность разработанных подходов продемонстрирована на примере пружины передней подвески легкового автомобиля, демпфирующая способность которой существенно повысилась после нанесения на нее алюминиевого плазменного покрытия. Данный механизм диссипации энергии может найти применение либо в качестве альтернативы стандартным амортизирующим устройствам, либо в качестве дополнения наряду с имеющимися.

Апробация работы. Материалы диссертации доложены и обсуждены на 2 международных и 7 российских конференциях, симпозиумах, школах, семинарах.

Основное содержание диссертации опубликовано в 10 статьях и тематических сборниках.

Структура и объем работы. Диссертация изложена на 155 страницах. Она состоит из 5 глав, включая введение, содержащих 43 рисунка, 11 таблиц, анализа результатов, библиографии из 105 наименований, 2 приложений.

Содержание работы

1. Литературный обзор

В литературном обзоре кратко проанализированы технические и экологические проблемы, вызываемые шумом и вибрацией, отмечены основные направления борьбы с этими факторами, рассмотрена классификация сплавов высокого демпфирования, приведена сравнительная характеристика сплавов с различными механизмами диссипации энергии, определено направление и место настоящей работы в плане исследования демпфирующей способности конструкционных материалов. Проанализирована актуальность проблемы и сформулированы основные цели работы.

2. Материалы и методы исследования

Исследованы материалы нескольких групп:

1. Группа Fe - Cr - V и Fe - Al демпфирующих сталей ферритного класса, с интервалом концентрации хрома и ванадия 4,18 - 15,29 % и 0,78 - 2,7 % соответственно. Сплавы выплавлены в вакуумной индукционной печи из особо чистых шихтовых материалов, что определило низкое содержание в них примесей.

2. Группа стандартных высокопрочных порошковых материалов (ПГ10Н0.1, ПГ12Н0.1 и т.п.) на никелевой основе системы Ni - Cr - B - Si - C - Fe. Их твердость регулируется содержанием C, B, Cr. Произведены методом распыления расплава в НПО «Тулачермет».

3. Порошки ПГ19Н0.1, ПГ19А0.1 - биметаллические, эвтектические, состоящие из смеси Ni и Al. Покрытие ПГ19Н0.1 обладает высокой коррозионной стойкостью и сопротивлением износу. ПГ19А0.1 применяют в качестве подслоя при плазменном напылении. Произведены методом распыления расплава НПО «Тулачермет».

4. Порошки чистых металлов Cu, Ni, Al, Fe. Отличаются минимальным содержанием примесей (за исключением армко - железа). Произведены электролитическим и карбонильным методами.

5. Порошки высокодемпфирующих сталей 01Х6Ф2,5 и 01Ю12, идентичные по химическому составу с монолитными одноименными сталями, за исключением содержания углерода. Произведены механическими методами.

Для сравнения, а так же в качестве базовых использовали: медь марки М1, стали 30, сталь 40Х, немагнитную аустенитную сталь 10Х18Н9Т.

Основные виды обработки: а). механическая – с целью придания необходимой формы и размеров; б). абразивная – для повышения прочности сцепления покрытия с основой; в). плазменная – напыление самого покрытия; г). термическая вакуумная – с целью повышения демпфирующей способности, адгезии и когезии в порошковых покрытиях, удаления поверхностной окисной пленки и выявления дефектов кристаллической структуры; д). химико-термическая обработка для упрочнения поверхностного слоя образцов с покрытиями.

Для исследований и испытаний были использованы методы амплитудно-зависимого внутреннего трения - АЗВТ (в том числе в постоянном магнитном поле), металлографические методы (оптическая микроскопия; вакуумное, химическое и смешанное травление), магнитные методы (коэрцитивной силы, магнитострикции насыщения), методы определения механических свойств (одноосное растяжение, твердость HB, HRC, микротвердость), метод оценки пористости покрытий.

3. Структура, магнитные и механические свойства Fe-Cr-V сталей

С целью разработки демпфирующих порошковых покрытий с эффектом $\mu\text{m}\mu\text{m}$, исследована структура, магнитные и механические свойства высокодемпфирующих ферритных сталей в монолитном состоянии. Анализ литературных данных показал отсутствие информации о демпфирующих покрытиях с эффектом магнитомеханического загужания, что не позволяло осуществить оптимальный выбор материала для производства порошков. Таким образом, исследование влияния дисперсности структуры на демпфирующие, магнитные и механические свойства ферромагнитных материалов, являлось необходимой предварительной операцией.

3.1. Структура хромистых ферритных сталей

Исследуемые стали содержали 4 - 16 % Cr при 1-2,6 %V, что соответствует чисто ферритной области на диаграмме Fe-Cr-V. Присутствие ванадия резко сужает область существования γ -фазы. Отсутствие фазового наклепа при превращении явилось одной из причин, обуславливающих высокие демпфирующие и магнитные свойства данной группы сталей. Металлографические исследования подтвердили практически полное отсутствие выделений второй фазы и неметаллических включений. Влияние содержания хрома у испытанных образцов различных сечений на средний диаметр зерна показано на рис. 1.

Установлено влияние температуры отжига на средний диаметр зерна для каждого из составов. При отжиге 600 °C получены достаточно близкие значения $d_{\text{ср}}$ в пределах каждого из составов. При отжиге 1000 °C практически на всех образцах заметна тенденция увеличения $d_{\text{ср}}$ с ростом площади поперечного

сечения. Отмеченное явление характерно для каждого из составов. При отжиге 1200°C наблюдается некоторая стабилизация $d_{\text{ср}}$ образцов различных сечений.

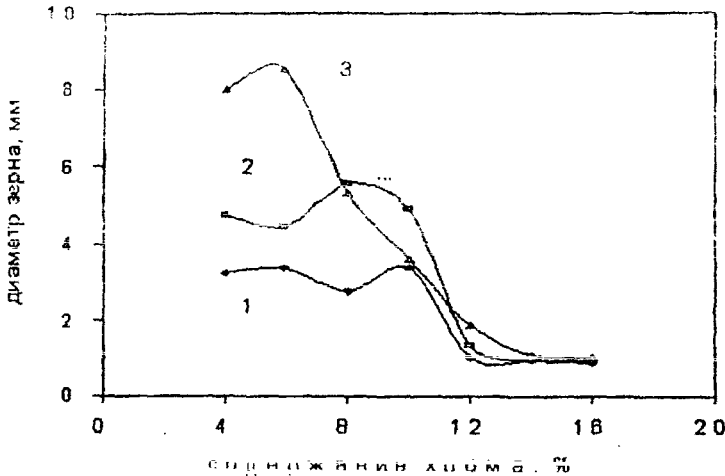


Рис. 1. Зависимость диаметра зерна от содержания хрома у образцов различного сечения Fe-Cr сталей с 1% V после отжига 1000°C , 2 ч.; 1 — $S_{\text{сеч}} = 4 \text{ мм}^2$, 2 — $S_{\text{сеч}} = 16 \text{ мм}^2$, 3 — $S_{\text{сеч}} = 64 \text{ мм}^2$

Влияние геометрических размеров образца на средний диаметр зерна можно объяснить граничными явлениями. При температуре отжига 600°C протекает первичная рекристаллизация, характеризующаяся процессом нормального роста зерен. Соотношение $S_{\text{сеч}}/d_{\text{ср}}$ велико, влияние поверхности образца, ограничивающей дальнейший рост зерен незначительно, и диаметр зерна у образцов различных сечений имеет близкие значения.

При отжиге 1000°C протекает вторичная рекристаллизация, характеризующаяся аномальным ростом отдельных зерен, а соотношение $S_{\text{сеч}}/d_{\text{ср}}$ приближается к единице. При отжиге образуется структура, состоящая из зерен правильной полиэдрической формы с углом сопряжения зерен в тройном стыке 120° . При выдержке зерно продолжает расти до тех пор, пока не образуется так называемая «бамбуковая» структура, при которой каждое зерно имеет общую границу только с двумя соседними зернами. Факт имеет место в образцах, где линейные размеры в одном направлении много больше, чем в других.

При достижении зерном поверхности образца его дальнейший рост в данном направлении ограничивается этой поверхностью. Таким образом, при равном $d_{\text{ср}}$

в образце с меньшей площадью поперечного сечения ($S_{сеч}$), на зерно действует больше сдерживающих рост факторов, чем в образце с большей $S_{сеч}$. Другой возможной причиной, обуславливающей описанную тенденцию, является применение механических методов изготовления, при которых поверхность образцов в процессе подготовки неизбежно деформируется. Соотношение толщины продеформированного слоя к толщине образца для каждого типоразмера будет различным, что отражается при протекании рекристаллизации на величине зерна.

Полученные в результате экспериментов данные показывают, что на базовых режимах термической обработки на высокое деформирование (1000 и 1200°C) исследуемые ферритные стали обладают крупнозернистой полиэдрической структурой, в которой практически отсутствуют выделения второй фазы и неметаллические включения.

3.2. Магнитные свойства Fe-Cr-V сталей

Известно, что высокая демпфирующая способность ферритных сталей обусловлена наличием механострикции – способности ферромагнетика переходить в состояние намагниченности под действием внешнего поля напряжений. Обратная величина – магнитострикция (изменение геометрических размеров и формы тела под действием магнитного поля) является более удобной для изучения и входит в ряд формул для определения демпфирующей способности.

Магнитострикция считается константой материала и величиной слабо структурно чувствительной. В результате наших исследований было показано, что в одном и том же материале значения магнитострикции насыщения могут изменяться на порядок. Для измерения магнитострикции насыщения (поле $H=600$ А/см) использовали образцы того же химического состава и геометрических размеров, что и в предыдущем разделе. Показано, что в большинстве исследуемых сталей на образцах одинакового сечения с ростом диаметра зерна магнитострикция растет (например, в стали 01Х8Ф1 в 2,3 раза), хотя общепринято, что λ_s является константой материала и величиной слабо структурно-чувствительной. В сталях другого состава указанная закономерность сохраняется, что нельзя объяснить случайным фактором. На рис. 2 показано, что и на образцах различного сечения магнитострикция растет с ростом величины зерна (отношение $S_{сеч}/d_{ср}$ уменьшается). Отмечено, что в сталях с высокой концентрацией хрома (более 12 %) магнитострикция практически не зависит от диаметра зерна.

Влияние среднего размера зерна на λ_s можно объяснить граничными условиями. Как известно, для того, чтобы вектора локальной намагниченности доменов сориентировались в направлении оси легчайшего намагничивания кристалла, ближайшей к направлению магнитного поля, нужно преодолеть противодействие соседних зерен, у которых другое направление осей легчайшего

намагничивания. Соответственно, чем меньше количество зерен в сечении образца, тем легче протекает магнитострикционная деформация.

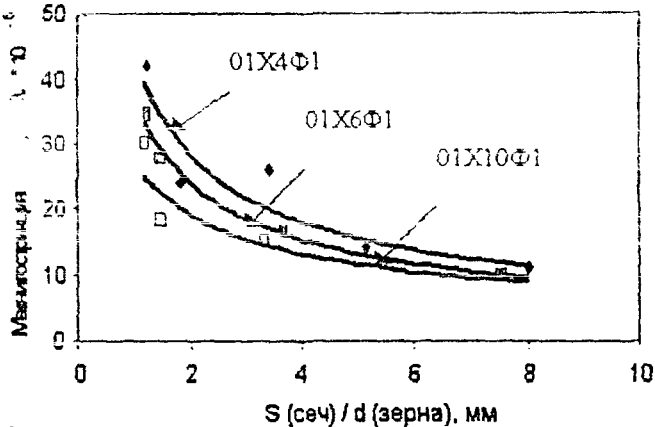


Рис. 2. Зависимость магнитострикции насыщения от отношения площади поперечного сечения образца к среднему диаметру зерна ряда последующих сталей.

Известно, что характеристикой совершенства кристаллической структуры, а так же параметром косвенной оценки уровня внутренних микронапряжений в бескарбидных сплавах железа, может служить коэрцитивная сила (H_C), параметром, характеризующим подвижность доменной структуры — магнитострикция (λ_s). Максимум отношения $|\lambda_s|/H_C$ соответствует максимуму демпфирования (δ). Причем корреляционная связь между величинами δ , $|\lambda_s|$ и H_C является близкой к линейной. Однако, в ряде работ, авторы не берутся конкретизировать характер связи между λ_s , δ и H_C . В нашей работе жесткая связь абсолютных значений λ_s и δ (для данной группы сталей) качественно не прослеживается (см. таб. 1), однако по степени изменения магнитострикции материала в процессе отжига можно предсказать вероятные значения логарифмического декремента затухания. Зная коэффициент $\Delta \lambda = \lambda_{s\ 1000} / \lambda_{s\ 600}$ и домножая его на значение $\delta_{\max\ 600}$ для каждого из составов получаем теоретическую кривую $\delta_{\max\ 1000}$, представленную на рис. 3. Сопоставление теоретической (2) и экспериментальной (1) кривых показывает хорошее соответствие результатов. При этом λ_s измерялась на образцах сечением 16 мм^2 , а декремент затухания на образцах сечением $19,6\text{ мм}^2$, что является сопоставимым, а режимы термообработки совпадают.

Влияние температуры отжига на соотношения магнитных и демпфирующих свойств исследуемых сталей

№ ш	Сталь	Отжиг 600°С, 2 часа				Отжиг 1000°С, 2 часа			
		$\lambda_1 \cdot 10^4$	H_c А/м	$ \lambda_1 / H_c$	δ	$\lambda_1 \cdot 10^4$	H_c А/м	$ \lambda_1 / H_c$	δ
1	01X4Ф1	11	0,94	11,7	0,08	36	0,43	80,5	0,2
2	01X6Ф1	17,8	0,74	24	0,09	16,8	0,3	56	0,19
3	01X8Ф1	14,7	1,38	10,6	0,11	29,6	0,46	44,8	0,19
4	01X10Ф1	9,1	1,21	7,5	0,35	15,2	0,5	30,4	0,42
5	01X12Ф1	23,3	1,18	19,7	0,34	31,1	0,51	61	0,54
6	01X14Ф1	20,2	1,31	15,4	0,33	35	0,51	49	0,36
7	01X16Ф1	24,8	1,42	17,5	0,28	28,6	0,64	44,7	0,24
8	01X6Ф2,5	21,6	1,5	14,4	0,28	29,4	0,63	45,2	0,54
9	01Ю12	26	0,06	433	0,11	-	-	-	-

Примечание: сечение испытанных образцов 16 мм при длине 100 мм

Обобщая полученные данные, мы предполагаем, что магнитострикция насыщения, измеренная у особо чистых материалов, является величиной структурно чувствительной. Ее изменение в процессе термической обработки определяет демпфирующую способность конкретного материала. По предложенной нами методике, зная изменение λ_2 в процессе термической обработки можно достаточно точно прогнозировать диссипативные свойства материала.

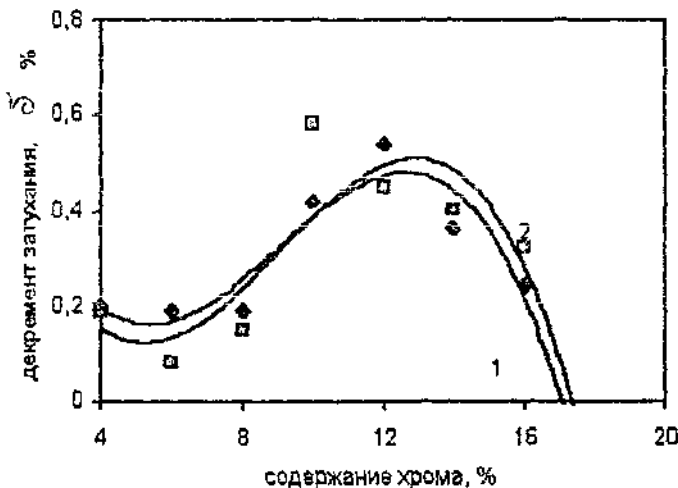


Рис. 3. Зависимость декремента затухания Fe-Cr-V сталей от содержания хрома, отжиг 1000°С, 2 ч; 1 — реальные измерения $\delta_{\text{МАХ}}$ по АЗВТ стали, 2 — расчетная кривая $\delta_{\text{МАХ}}$, построенная по измерениям магнитострикции.

Данные результаты позволяют предположить, что в высокодисперсных порошковых покрытиях демпфирование, обусловленное ММЗ, будет пониженным.

3.3. Механические свойства Fe-Cr-V сталей

С целью оптимизации химического состава, демпфирующих и механических свойств Fe-Cr-V сталей были изучены механические свойства экспериментальных сталей, содержащих от 12,7 до 14,3 % Cr и от 0,7 до 1,2 % V, а также сталей 01Х6Ф2,5 и 01Ю12.

В пределах изученных составов предел прочности стали не коррелирует с такими факторами упрочнения, как величина зерна, твердорастворное упрочнение Cr и V, в то время, как показатели $\sigma_{0,2}$ и НВ во всех случаях возрастает даже при относительно небольшом увеличении содержания легирующих элементов Cr и V. Таким образом, в пределах данного диапазона составов сталей после обработки на высокое демпфирование гарантированные показатели механических свойств сталей первой группы являются следующими: $\sigma_{0,2} > 180$ МПа, $\sigma_B > 300$ МПа, $\delta > 16$ %, $\psi > 70$ %.

Анализ механических свойств сталей второй группы показал, что сталь 01Х6Ф2,5 еще более пластичная и менее прочная: $\sigma_B < 300$ МПа, $\delta > 40$ %. Сталь 01Ю12 после закалки и отпуска имеет высокие прочностные свойства ($\sigma_B > 700$ МПа), однако склонна к хрупкому разрушению и кроме того, обладает невысокой демпфирующей способностью.

Относительно низкий уровень прочностных свойств ограничивает использование исследованных Fe-Cr-V сталей в качестве высокодемпфирующего монолитного конструкционного материала, а применение стали 01Ю12 ограничивает крайне низкой пластичностью. Принимая во внимание особенности структуры, магнитные характеристики, механические и демпфирующие свойства для дальнейшего применения в виде плазменных порошковых покрытий были выбраны стали 01Х6Ф2,5 и 01Ю12. Эти стали даже в мелкозернистом состоянии, характерном для порошковых покрытий, обладают относительно высокими демпфирующими свойствами. Их различия в прочностных свойствах позволили в дальнейшем выявить влияние механических характеристик материала на демпфирование плазменных покрытий.

4. Демпфирующие свойства плазменных порошковых покрытий

Исследования механических и демпфирующих свойств материалов с эффектом ММЗ показали, что эффективная диссипация энергии и механическая прочность взаимосвязаны друг друга. На основании вышесказанного мы предположили, что удачную комбинацию механических свойств и высокого рассеяния энергии, возможно осуществлять путем нанесения подобных металлов в виде покрытий на основу, способную обеспечить заданный уровень прочностных

свойств конструкции. Параллельно исследовали закономерности демпфирования стандартных плазменных покрытий различного назначения.

4.1. Стандартные порошковые покрытия

Исследовали ряд покрытий толщиной 0,25 мм из ферромагнитных и неферромагнитных материалов, выпускаемых отечественной промышленностью для различных целей можно разделить на две группы: 1) высокопрочные материалы (типа ПГ10Н0.1), предназначенные для придания износостойкости; 2) высокопластичные материалы (типа ПТНА) и чистые металлы (железо, медь и др.).

Для выделения магнитомеханической компоненты демпфирования испытания проводили в поле насыщения и без поля. Показано, что нанесение плазменных покрытий материалам обеих групп приводит к существенному росту демпфирования (см. таб. 2). В целом, в диапазоне амплитуд $\gamma = 2-12 \cdot 10^{-4}$ демпфирование возросло в 3-6 раз, значения декремента затухания в магнитном поле и без поля практически совпадают, что указывает на потери дислокационной природы.

Таблица 2

Влияние плазменных порошковых покрытий на демпфирование

№ шп	Марка и состав покрытия	Декремент, δ (%) при $\gamma = 2 \cdot 10^{-4}$			
		Без отжига		Отжиг 1000°С, 2 ч.	
		Без поля	Поле	Без поля	Поле
1	Чугун	0,83	0,57	0,25	0,23
2	Арыко-железо	1,47	1,04	2,03	1,78
3	ПМС-1 (Сu-99,8%)	1,17	0,86	14,88	14,88
4	ПЭН-1 (Ni-99,8%)	0,73	0,62	7,44	7,44
5	ПТ19Н0.1 (Ni-1,5%Au)	1,24	0,93	0,6	0,48
6	ПТНА (Ni-5%A1-2%P)	1,33	0,89	0,99	0,89
7	ПТЮ5Н (Ni-5,2%Au)	1,92	1,65	-	-
8	ПГ10Н0.1 (Ni-16%Cr-0,3%C-4%Si-3%B-3%Fe)	1,41	1,28	0,57	0,57
9	Сталь 40X без покрытия	0,31	0,12	0,22	0,22

Примечание: основа под напыление - сталь 40X.

С отжигом демпфирование материалов первой группы снижается. Так в области малых амплитуд (фоновое внутреннее трение $\gamma < 2 \cdot 10^{-4}$) демпфирование снижается в 2-4 раза, в области повышенных ($6-12 \cdot 10^{-4}$) в 1,5-3 раза. Отжиг приводит к снятию напряжений, вызванных процессом напыления и росту твердости, что снижает демпфирование. Например, твердость отожженного покрытия ПГ10Н0.1 составляет 55 - 62 HRC и соответственно декремент затухания покрытия, обусловленный дислокационным механизмом, незначителен

($\delta = 0,57\%$ при $\gamma = 1 \cdot 10^{-3}$). Покрытия данного типа мало перспективны для придания изделиям высоких диссипативных свойств.

Демпфирующие свойства большинства материалов второй группы с отжигом существенно возрастают (например, у никеля на порядок). Отжиг армко-железа, никеля и меди приводит к снижению плотности дислокаций, аннигиляции дефектов, росту пластичности. Пористая дисперсная структура плазменных покрытий при деформации способствует возникновению неоднородно-напряженного состояния в области концентраторов, которыми являются поры. В пористых покрытиях также локальные напряжения на границе пора-матрица могут на порядок превышать среднеедействующие и достигать предела текучести (в микрообъемах), что и приводит к повышенному демпфированию.

Влияние толщины нанесенных покрытий на демпфирование исследовали на примере медных и никелевых покрытий, как показавших наиболее высокие характеристики. Плазменным способом наносили покрытия толщиной 0,25, 0,5 и 0,75 мм. Для исключения магнитных потерь в материале основы, использовали аустенитную сталь 10X18H9T. Амплитудная зависимость внутреннего трения никелевых покрытий представлена на рис. 4.

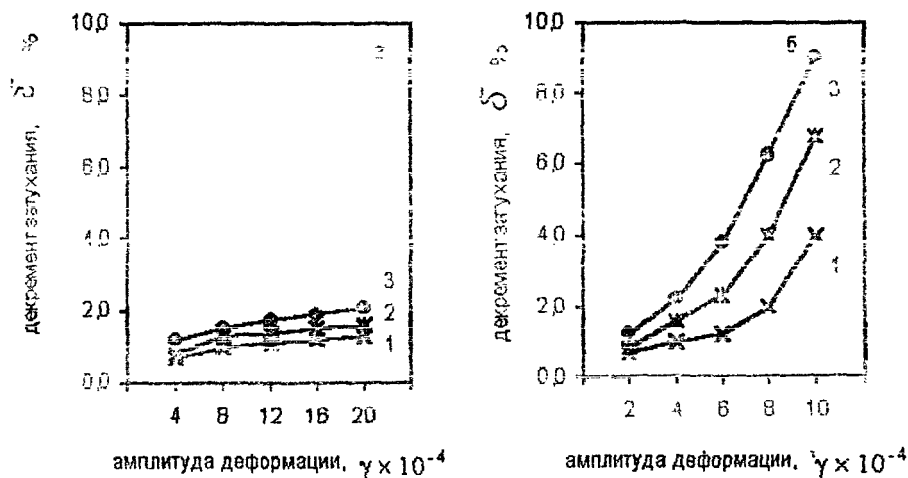


Рис. 4. АЗВТ никелевого покрытия различной толщины, а — без ТО, б — отжиг 1000°C ; покрытие 1 — 0,25 мм, 2 — 0,5 мм, 3 — 0,75 мм.

АЗВТ для Ni и Cu качественно повторяют друг друга, отличаясь только уровнем рассеяния энергии, что говорит об одинаковых механизмах рассеяния в обоих покрытиях. С ростом толщины покрытия диссипативные свойства обоих покрытий монотонно возрастают, причем интенсивность роста декремента (δ) никелевого покрытия не изменяется при всех режимах, а у отожженного (600°C , 2 ч.) медного несколько возрастает.

Характерно, что плазменное порошковое покрытие, нанесенное на металлическую основу, демпфирует колебания в несколько раз лучше, чем монолитный материал, из которого состоит покрытие. На рис. 5 приведена сравнительная характеристика демпфирующей способности материала основы, монолитного материала, аналогичного по хим. составу с материалом покрытия и образцов с покрытиями различной толщины (на примере меди).

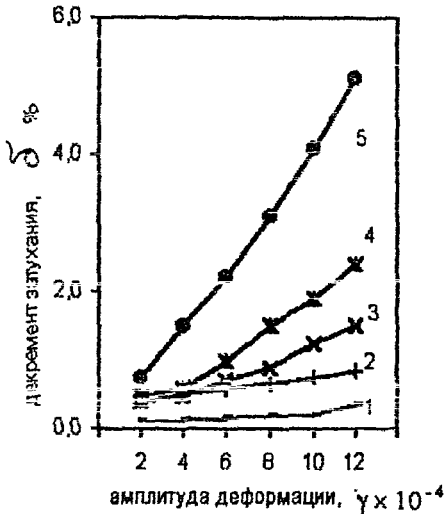


Рис.5. АЗВТ материалов с покрытиями: 1 - сталь 10X18H9T без покрытия; 2 - медь M1; 3 - медное покрытие толщиной 0,25 мм; 4 - то же толщиной 0,5 мм; 5 - то же толщиной 0,75 мм.

Таким образом, материал, не обладающий высокими демпфирующими свойствами в монолитном состоянии, приобретает повышенную демпфирующую способность, если наносится в виде плазменного порошкового покрытия определенной толщины.

4.2. Порошковые покрытия из высокодемпфирующих сталей.

Измерения внутреннего трения, вопреки ожиданиям, показали очень низкий уровень магнитных потерь в покрытии 01X6Ф2,5. Непосредственно после напыления уровень магнитомеханического затухания колеблется от 0 до 7 % от общего уровня затухания в зависимости от толщины напыленного слоя в интервале амплитуд $2-20 \cdot 10^{-4}$. Отжиг 1000°C , 2 ч. повышает вклад магнитного рассеяния энергии до 10-14 % от общего уровня рассеяния. Отжиг 1200°C 2 ч. дополнительно повышает ММЗ до 12-36 % от общего уровня внутреннего трения в указанном интервале амплитуд. При этом абсолютный вклад ММЗ составляет всего 2,3 % при $\gamma = 11,3 \cdot 10^{-4}$.

Известно, что ММЗ в монолитной отожженной стали 01X6Ф2,5 очень велико и достигает $\delta=100\%$ и более, но оно реализуется в очень узкой области амплитуд

деформации, где проходя через максимум при критической амплитуде ($\gamma_{кр}$) заметно снижается. Именно наличие пор в плазменных порошковых покрытиях вызывая в процессе испытаний локальную концентрацию напряжений, подавляет механизм ММЗ.

Кроме того, нами установлено, что размер зерна в плазменных порошковых покрытиях из стали 01Х6Ф2,5 в 73 раза меньше, чем в этой же стали в моментном состоянии при идентичных режимах термической обработки. Это так же является одной из причин снижения эффекта ММЗ.

Установлено, что основной вклад в демпфирующую способность материалов с покрытиями вносит дислокационная компонента внутреннего трения. Результаты испытаний образцов с покрытием 01Х6Ф2,5 показали, что величина рассеянной энергии в значительной степени определяется толщиной напыленного покрытия. С ростом толщины покрытия демпфирование монотонно повышается. Эта зависимость просматривается при всех используемых режимах термообработки. В целом, демпфирующая способность стали 01Х6Ф2,5 качественно подобна описанным выше медным и никелевым покрытиям.

Резко выраженная амплитудная зависимость внутреннего трения характерна только для отожженных покрытий. Отмечено, что внутреннее трение образцов с покрытием без термообработки при больших амплитудах деформации становится практически амплитудно-независимым. В области малых амплитуд деформации такие покрытия отличаются повышенным рассеянием в сравнении с отожженными (примерно в 1,2-2 раза). Такое повышение можно связать с высокими внутренними напряжениями, возникающими в покрытии в результате высоких скоростей соударения и охлаждения порошковых частиц, разогретых по температуре плавления.

Установлено, что оптимальным с точки зрения демпфирования режимом термообработки (на исследованных) для покрытия 01Х6Ф2,5 является отжиг 1000 °С, 2ч. Повышение температуры до 1200 ° активизирует процесс спекания, «запечатывания» пор и как следствие, снижение демпфирующей способности.

Отжиг снимает высокие внутренние напряжения в покрытии, вызванные процессом напыления, что выражается в резком снижении фонового рассеяния энергии. При этом, согласно литературным данным, форма пор в порошковых материалах изменяется от произвольной до смешанной и сферической. Полученные нами графические зависимости, отображающие влияние температуры спекания на демпфирующие свойства плазменных покрытий стали (например, 01Ю12), практически идентичны таковым, иллюстрирующим влияние формы графитных включений на рассеяние энергии в чугунах. Сопоставление влияния формы графитных включений в чугунах и формы пор в покрытии представляется нам вполне уместным, так как рассеяние энергии протекает по единому механизму — локальной микропластической деформации в окрестностях концентраторов.

4.3. Влияние углерода на демпфирующие свойства покрытий.

Сквозное науглероживание покрытий 01X6Φ2,5, нанесенных на основу из стали 10X18H9T, резко снижает дислокационное затухание и ставит их демпфирующую способность в один ряд с ранее исследованными высокопрочными покрытиями типа ПП19H01 и т.п. Отмечено, что цементация нивелирует влияние толщины напыленного слоя на демпфирование. Отжиг в науглероженных покрытиях в вакууме при 1200 °С, 2 ч. показал снижение микротвердости покрытия практически до исходных значений, то есть привел к полному обезуглероживанию. Испытания на АЗВТ образцов после цементации и отжига 1200 °С, 2 ч. показали, что демпфирование восстанавливается практически полностью. Это подтверждает выдвинутые ранее предположения, что повышенная демпфирующая способность плазменных покрытий обусловлена как наличием пор, так и прочностными свойствами материала покрытия.

Анализ демпфирующих свойств всей гаммы исследованных порошковых покрытий позволил установить закономерность влияния прочностных показателей металла покрытия на демпфирование (см. рис. 6).

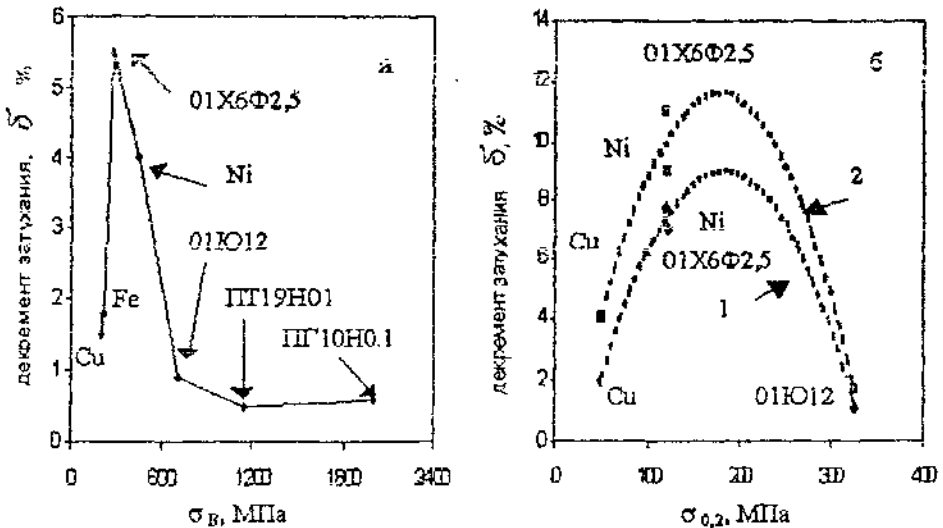


Рис. 6. Зависимость декремента затухания покрытия от временного сопротивления разрыву напыляемого металла при толщине покрытия $h=0,25$ мм, $\gamma=1 \times 10^{-3}$ (а); прогнозируемое влияние предела текучести напыляемого металла на декремент затухания при $\gamma=1 \times 10^{-3}$; 1-толщина покрытия 0,5 мм, 2-0,75 мм (б).

Так, с повышением прочности металла покрытия, демпфирование изменяется по кривой с максимумом. Например, наиболее высокое демпфирование

проявляют покрытия с $\sigma_B \approx 300 - 400$ МПа (01Х6Ф2,5). При низкой прочности энергозатраты на деформацию малы (мель), а при повышенной прочности ($\sigma_B \geq 1000$ МПа) деформация затруднена (ПГ10Н0,1).

4.4. Плазменные порошковые покрытия, нанесенные на высокодемпфирующие стали

Считается, что совмещение в одной детали высокого дислокационного и магнитомеханического затухания невозможно, так как они взаимоисключают друг друга. Нами показано, что нанесение плазменных порошковых покрытий на сплав с высоким магнитомеханическим затуханием позволяет решить эту проблему. Абсолютное значение декремента ММЗ в основе несколько снижается, что обусловлено напряжениями, вызванными разницей коэффициентов линейного расширения основы и покрытия, но при этом ММЗ остается на уровне сплавов высокого демпфирования ($\delta_{ММЗ} > 35\%$). Дополнительный вклад в уровень диссипации энергии вносит дислокационная компонента демпфирования, обусловленная нанесением покрытия, достигая при этом ($\delta_{дисп} > 60\%$). Необходимо отметить, что описанные механизмы действуют независимо друг от друга.

5. Возможности применения результатов исследований

Применение высокодемпфирующих материалов в качестве конструкционных является сложной задачей. Полученные нами результаты показали, что не меняя конструктивных особенностей изделий и материалов, из которых они изготовлены, путем нанесения плазменных порошковых покрытий возможно существенно увеличить их демпфирующую способность.

Полученные результаты позволяют обоснованно выбирать марку и состав порошка для нанесения плазменных покрытий, устанавливать толщину наносимого покрытия и при необходимости выбирать режимы термической обработки детали.

Показана практическая применимость полученных результатов на примере цилиндрической пружины передней подвески легкового автомобиля ($\sigma_{\text{гравитационный}} = 10 \text{ МПа}$), где нанесение Al покрытия толщиной 0,5 мм в 1,8 раза увеличивает декремент затухания колебаний в области малых амплитуд деформации. Подобный эффект может быть использован в устройствах, где установка традиционных демпферов невозможна, либо в качестве дополнительной системы.

Технология плазменного напыления широко известна, что облегчает практическую реализацию результатов исследования.

Общие выводы.

1. Установлено, что в Fe-Cr-V сталях средний размер зерна определяет такой связанный с демпфированием показатель, как магнитострикция насыщения λ_s , ранее считавшийся структурно нечувствительным.
2. Показано, что по изменению магнитострикции в процессе термической обработки можно прогнозировать изменения демпфирующей способности материала. Так, с ростом магнитострикции стали 01X4Ф1 при отжиге с 600 до 1000 °С в 2,4 раза наблюдается пропорциональный рост демпфирования.
3. Экспериментально установлено весьма существенное влияние плазменных порошковых покрытий на демпфирующие свойства конструкционных сталей. Например, нанесение Ni и Cu покрытий на сталь 10X18H9T повышают демпфирование с 0,5% (10X18H9T без покрытия) до 9 и 5 % соответственно, что на порядок выше, чем обнаруживали ранее на электролитических, газопламенных и других покрытиях.
4. Предложен механизм, объясняющий высокое дислокационное демпфирование плазменных порошковых покрытий, заключающийся в резкой активизации дислокационных процессов в области концентраторов напряжений. Такие процессы обусловлены пиковыми напряжениями, превышающими $\sigma_{0,2}$ в микрообъемах, что при наличии упругой монолитной основы образца вызывает «квазиобратимую» микропластическую деформацию материала покрытия. Это позволяет в отличие от известных положений, рассматривать дислокационный механизм демпфирования плазменных покрытий в практических целях.
5. Показано, что с ростом толщины покрытий с 0,25 до 0,75 мм их демпфирующая способность монотонно увеличивается, к примеру, у Ni с 3 до 8% ($\gamma = 9 \cdot 10^{-4}$), характеризуясь практически линейной зависимостью при различных режимах отжига. Описанная закономерность характерна практически для всех исследованных плазменных покрытий.
6. Показано, что с ростом температуры отжига демпфирование изменяется по кривой с максимумом, положение которого определяется материалом покрытия. Подбирая режим отжига можно получить оптимальный уровень механических свойств покрытия, соответствующий максимуму демпфирования.
7. Установлены закономерности влияния прочностных показателей металла покрытия на демпфирование. Так, с повышением прочности металла покрытия демпфирование изменяется по кривой с максимумом. Например, наиболее высокое демпфирование проявляют покрытия с $\sigma_B = 300 - 400$ МПа. При меньшей прочности энергзатраты на деформацию малы, а при повышенной прочности ($\sigma_B \geq 1000$ МПа) деформация затруднена.
8. Установлено, что в ферритных сталях с высоким магнитомеханическим демпфированием в монолитном состоянии, нанесенных в виде плазменных порошковых покрытий, магнитомеханические потери не проявляются, так

как активные дислокационные процессы в дисперсной структуре покрытий полностью их подавляют.

9. Показано, что нанесение плазменного никелевого покрытия на основу из высокодемпфирующей стали 01X10Ф1,36 с эффектом ММЗ, позволяет совместить в одном «биметаллическом» материале два механизма высокого демпфирования. В области малых амплитуд реализуется магнито-механическое демпфирование основы, а при повышенных амплитудах происходит рассеяние энергии в покрытии, протекающее по дислокационному механизму.

Основное содержание диссертации изложено в следующих печатных работах.

1. Потехин Б.А., Лукашенко С.Г. Демпфирующие свойства Fe-Cr-V ферритных сталей. /Сборник тезисов докладов IX Международной конференции «Взаимодействие дефектов и неупругие явления в твердых телах» под ред. Головина С.А., Тула, 1997г. – с. 126.
2. Потехин Б.А., Лукашенко С.Г., Михайлов С.Б., и др. Вибродемпфирующие и механические свойства ферритных сталей. /Сборник тезисов докладов IX Международной конференции «Взаимодействие дефектов и неупругие явления в твердых телах», под ред. Головина С.А., Тула, 1997г. – с.119 – 120.
3. Лукашенко С.Г. Влияние покрытий на демпфирующую способность стали 40X. /Сборник тезисов докладов XIV Уральской школы металлоспециалистов, под ред. Счастливцева В.М., Зельдович В.И., Хомской И.В., Ижевск-Екатеринбург, 1998г. – с. 210 –211.
4. Лукашенко С.Г., Потехин Б.А. Влияние покрытий на демпфирующую способность стали 40 X / Сборник материалов научно – технической конференции студентов и аспирантов, Екатеринбург, 1998г. – с.18 – 19.
5. Бажуков А.Г., Лукашенко С.Г., Сайгин С.В. Влияние «спиралевидных» покрытий на демпфирующую способность стали 40 X / Сборник материалов научно – технической конференции студентов и аспирантов, Екатеринбург, 1998 г. – с. 16 – 17.
6. Лукашенко С.Г., Бажуков А.Г., Бровин Н.А., Потехин Б.А. Применение специальных плазменных покрытий для повышения демпфирующей способности пружин / Сборник материалов семинара: «Вибропоглощающие процессы в технологиях, машинах, оборудовании и сооружениях отраслей лесопромышленного комплекса», Екатеринбург, 1999г. - с. 90 – 94.
7. Потехин Б.А., Лукашенко С.Г. Новые пути повышения демпфирующих свойств металлоконструкций / Сборник тезисов докладов международной научно – технической конференции «Социально – экономические и экологические проблемы лесного комплекса», Екатеринбург, 1999 г. – с. 110.
8. Потехин Б.А., Лукашенко С.Г. Демпфирующая способность плазменных покрытий Cu, Ni, Al / Сборник материалов VIII Российской научно –

технической конференции «Демпфирующие материалы», Киров. 1999г. – с. 54 – 57.

9. Потехин Б.А., Лукашенко С.Г., Кочугов С.П. Демпфирующие свойства плазменных покрытий, нанесенных на конструкционные стали. / Сборник материалов VIII Российской научно – технической конференции «Демпфирующие материалы», Киров. 1999г. – с. 57 – 60.
10. Лукашенко С.Г. Демпфирующие свойства покрытий / Сборник тезисов докладов XV Уральской школы металлургов-термистов, под ред. Счастливцева В.М., Екатеринбург, 2000 г. – с. 49.