Предложенные расчетные формулы позволяют с достаточной точностью оценить угловую и токовую погрешности. Создана возможность анализа погрешностей в довольно широком диапазоне частот и измеряемого тока, что крайне необходимо как для электроизмерительной техники, так и для аппаратостроения.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Бачурин Н. И.* Трансформаторы тока. — М.: Энергия, 1964. — 376 с.
2. *Львовский Е. Н.* Статические методы построения эмпирических формул. — М.. Высшая школа, 1982. — 224 с.
3. *Левин М. И.* Основы электроизмерительной техники. — М.: Энергия, 1972.—324 с.

ГИУА 19. XI. 1992.

Изв. НАН Армении (сер. ТН), т. XLVI, № 2—3, с. 72—76.

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

УДК 621.762

С. Г. МАМЯН, А. А. АЛЛА ЭЛЬДИН

ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЕ УПРОЧНЕНИЕ ЦЕМЕНТОВАННЫХ И КВАЗИЦЕМЕНТОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Рассмотрено влияние термомеханической обработки на комплекс механических свойств низкоуглеродистых и высокоуглеродистых порошковых сталей, а также цементованных и квазицементованных сталей. Разработана эффективная технология получения высокопрочных квазицементованных деталей с применением термомеханической обработки, исключая длительный диффузионный процесс цементации.

Ил. 3. Табл. 2. Библиогр.: 2 назв.

Դիտարկված են փոշեմետալուրգիայի ճանապարհով ստացված ցածր և բարձր ածխածնային, ինչպես նաև ցեմենտացված և թվացող ցեմենտացված պողպատների մեխանիկական հատկությունների վրա ջերմամեխանիկական մշակման ազդեցությունը։ Մշակված է ջերմամեխանիկական մշակման կիրառմամբ դերամուր թվացող ցեմենտացված մեքենամասերի ստացման արդյունավետ տեխնոլոգիա, որը բացառում է երկարատև դիֆֆուզիոն ցեմենտացման գործընթացը։

Создание высокопрочных материалов с высокими показателями сопротивления усталости и не склонных к хрупкому разрушению является проблемой первостепенной важности. Решение этой проблемы неразрывно связано с изучением явлений хрупкости и усталости, т. к. именно высокая склонность к хрупкому разрушению и низкое сопротивление усталости являются одним из основных тормозов в использовании металлов и сплавов в высокопрочном состоянии в конструкциях.

Данная работа посвящена решению этой проблемы путем совмещения химикотермической и термомеханической обработок.

В работах [1] и [2] доказано, что применение термомеханической обработки (ТМО) приводит к значительному повышению комплекса

механических свойств, низко-, и высокоуглеродистых сталей. Учитывая, что цементованные детали после закалки подвергаются низкотемпературному отпуску, при котором обычно реализуется максимальный эффект ТМО, путем термомеханического упрочения можно достигнуть значительного повышения эксплуатационных свойств цементованных деталей.

Существует ряд технологических проблем, которые практически делают невозможным или неэффективным осуществление объемной ТМО при изготовлении цементованных деталей. В практике нашли некоторое применение дробеструйная обработка и ТМО с поверхностной деформацией.

При этом основным является получение заготовок требуемой формам размеров со сравнительно толстым науглероженным слоем (2...4 *мм*) и благоприятной формой кривой распределения углерода по сечению. Примечание к ним высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО) обеспечивало бы равномерность степени деформации по объему и стабильность концентрации углерода по всей поверхности после окончательной механической обработки.

При разработке новой технологии получения высокопрочных цементованных деталей с применением ТМО использованы основные преимущества и особенности порошковой технологии, как эффективного метода получения заготовок с указанными требованиями.

Часто цементованные стали рассматривают как двухслойный композит, состоящий из высокоуглеродистого поверхностного слоя и низкоуглеродистой сердцевины. Следовательно, для установления оптимальных режимов ТМО цементованных деталей целесообразно в отдельности исследовать влияние различных схем термомеханического упрочения на структуру и свойства порошковых сталей 30 и У9А.

Образцы для ТМО были изготовлены обычной технологией [1] с применением сверхчистых железных порошков марки А2 и электролитического промышленного порошка ЦНИИЧМ, химический состав которых приведен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав железных порошков

Марка железного порошка	Содержание элементов, %				
	Fe	C	Si	Mn	Ni
А2	99,98	$1{,}4\cdot10^{-2}$	$4\cdot10^{-4}$	$1\cdot10^{-4}$	$1\cdot10^{-3}$
ЦНИИЧМ	99,60	—	—	0,03	0,01

Для обеспечения однородности порошковой смеси углерод вводили в виде тонкодисперсной ламповой сажи ТМ—15. После перемешивания шихты в течение 1,5 *ч* прессовали брикеты с учетом деформирования прокаткой или экструзией. Удельное давление прессования составляло 700—800*МПа*. Спрессованные образцы спекались в про-

ходной печи в атмосфере водорода (точка росы —27°С). Спекание производили в закрытых контейнерах с засыпкой из окиси алюминия с графитом, содержание которого выбиралось в зависимости от содержания углерода в шихте с целью обеспечения однородной структуры. Результаты послойного химанализа показали, что при содержании графита порядка 5...10% можно осуществлять цементацию в процессе спекания.

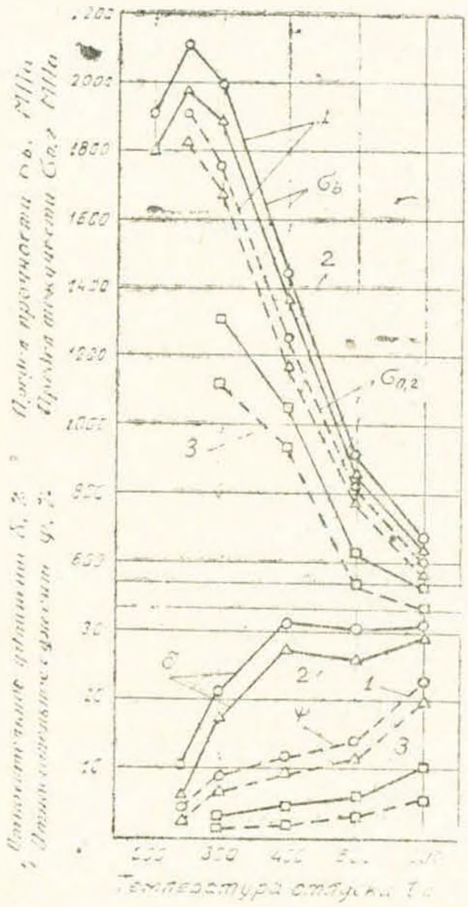

Рис. 1. Механические свойства порошковой стали с содержанием 0,35% С

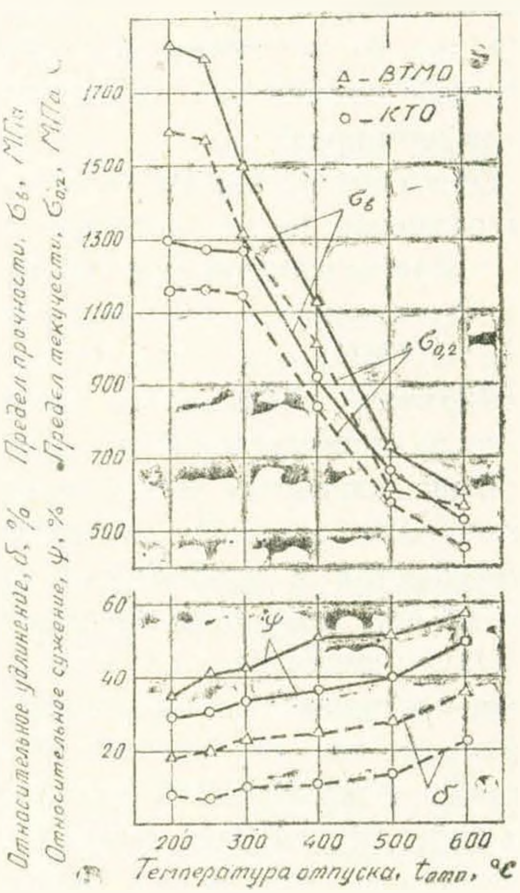

Рис. 2. Механические свойства порошковой стали с содержанием 0,8% С, исходная пористость 10%: *1* — ПТМО + ВТМО, *2* — ВТМО, *3* — КТО

Исследовали влияние исходной пористости, способа и режимов деформирования на эффект упрочнения при ВТМО. Испытание образцов показало, что после ВТМО с установленными оптимальными режимами (исходная пористость—6...12%, степень деформирования—50...80%, температура деформирования—800...900°С, закалка без последеформационной выдержки в 10%-ом водном растворе NaCl), наблюдается резкое повышение комплекса механических свойств как низкоуглеродистых (рис. 1), так и высокоуглеродистых (рис. 2) порошковых сталей по сравнению с контрольной термической обработкой (после горячей деформации осуществляли нормализацию и промежуточный отжиг для снятия наклепа).

Так, например, металлокерамическая сталь с 0,8%С после ВТМО с 50%-ым обжатием и отпуска при 300°С для холоднодеформированных или допрессованных образцов имела высокую прочность: $\sigma_в$ =

$=2100$ *МПа*, $\sigma_{0.2}=1800$ *МПа* при умеренной пластичности: $\delta=8\%$, $\psi=20\%$.

С целью изучения склонности к хрупкому разрушению порошковых сталей в высокопрочном состоянии после ВТМО и контрольной термической обработки определяли ударную вязкость ($a_н = KCU$) и работу распространения трещины ($a_р = KCT$) по методу Дроздовского (рис. 3). Так как $a_н = a_з + a_р$, расчетным путем определяли также работу зарождения трещины. Анализ полученных результатов показывает, что под влиянием ВТМО повышение прочностных характеристик одновременно сопровождается значительным повышением ударной вязкости—как работы зарождения, так и распространения трещины. Столь резкое повышение комплекса механических свойств объясняется существенным изменением состояния мартенсита после различных режимов ТМО.

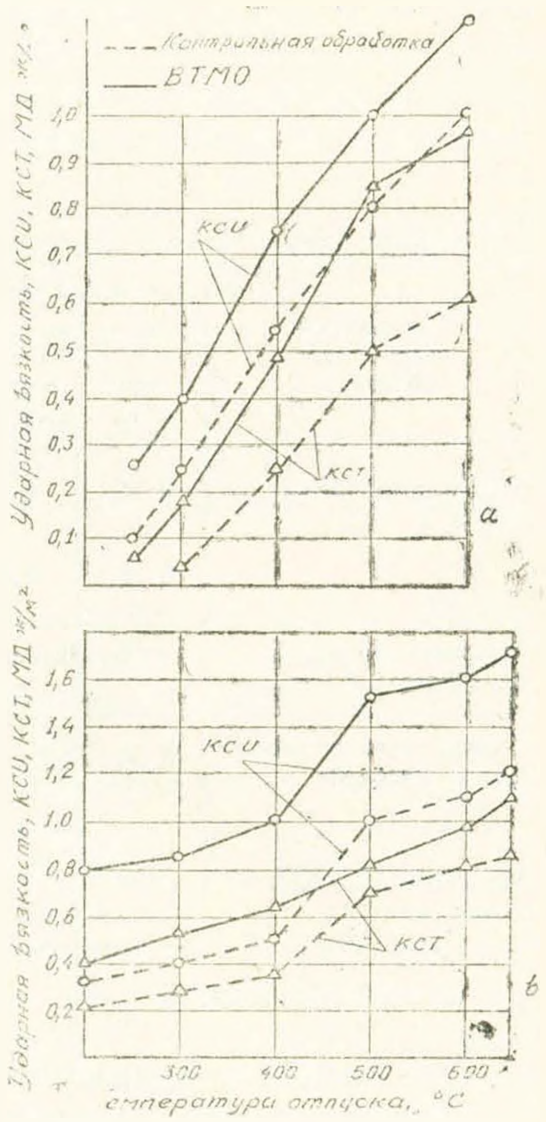

Рис. 3. Влияние режима обработки и температуры отпуска на работу разрушения образцов порошковых сталей 35 (а) и 25 (б) с мягким надрезом и трещиной

Анализ полученных результатов позволил установить оптимальные режимы для ВТМО цементованных брикетов.

Нами создана эффективная технология получения высокопрочных цементованных деталей с применением ВТМО, минуя процесс цементации. Из железографитовой порошковой смеси с разным составом по углероду получают двухслойные брикеты типа цементованных (квазицементованная сталь) путем поочередной их прессовки в одной пресс-форме с последующим спеканием при 1150°С. Цементованные и квазицементованные заготовки после спекания и подстуживания до температуры 800...900°С подвергались горячей деформации ковкой, штамповкой или экструзией. Степень деформации при горячей обработке давлением устанавливали в зависимости от исходной пористости (8...15%). Максимальный эффект при ВТМО обеспечивается при степени суммарной холодной и горячей деформации порядка 50...90%. После горячей деформации детали подвергались немедленной закалке и низкому отпуску при температуре 250°С.

Изучено влияние различных методов формирования науглероженного слоя на усталостные характеристики (табл. 2). Предложенная технология, в отличие от технологии получения цементованных заготовок диффузионным насыщением при спекании или после нее, обеспечивает постоянство концентрации углерода и поверхностной твердости по слою, что в сочетании с ВТМО приводит к резкому повышению значения предела выносливости σ_{-1} и поверхностной твердости после шлифовки усталостных образцов.

Таблица 2

Свойство цементованных сталей в зависимости от технологии их получения

Технология получения образцов	Распределение углерода, %				d образца, *мм*	*HRC*	σ_{-1}, *МПа*
	в заготовке		в образце*				
	сердцевина	наружный слой	сердцевина	наружный слой			
Квазицементация деталей	0,25	0,90	0,25	0,9	12 17	60···61 55···56	430 370
	0,35	0,91	0,35	0,9	12 17	60···61 55···56	680 560
Цементация после спекания + ВТМО	0,25	0,7···0,9	0,25	0,6···0,8	12 17	50···60 40···55	380 320
Цементация в процессе спекания + ВТМО	0,28	0,7···0,9	0,25	0,6···0,9	12 17	50···60 40···56	400 330
Из стали 20 газовой цементации	0,21	0,95	0,21	0,6···0,85	12 17	50···60 45···5[illegible]	250 220

*—после шлифовки.

Разработанная технология получения высокопрочных квазицементованных деталей с применением ТМО является очень перспективной и может расширить область применения порошковых конструкционных материалов.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Бернштейн М. Л., Мамян С. Г., Фельгина С. Б.* Высокотемпературное термомеханическое упрочнение металлокерамических углеродистых сталей // Технология автомобилестроения. — 1970.—№ 2.—С. 14—18.
2. *Бернштейн М. Л., Займовский В. А., Капуткина Л. М.* Термомеханическая обработка стали.—М.: Металлургия, 1983.—464 с.

ГИУА 20. V. 1993