

С.Г. МАМЯН

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ СЛОИСТЫХ СТАЛЕЙ МЕТОДОМ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ С ПРИМЕНЕНИЕМ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Предлагается технология получения высокопрочных слоистых композитных сталей с мягким поверхностным подслоем путем совмещения порошковой технологии и термомеханической обработки. Данная технология открывает новые возможности максимального использования прочностных ресурсов материалов.

Ключевые слова: термомеханическая обработка, слоистые композиты, запас прочности, мягкий подслой, трещиностойкость, предел выносливости.

В настоящее время весьма актуальной является разработка экологически чистых, ресурсосберегающих, прогрессивных технологий, обеспечивающих получение изделий с высокой прочностью, долговечностью и надежностью. Этим требованиям наиболее полно удовлетворяет технология получения стальных изделий методом порошковой металлургии с применением термомеханической обработки (ТМО). Ограниченность широкого использования этой уникальной технологии объясняется отсутствием фундаментальных металлургических исследований.

Максимальное использование прочностных ресурсов стали с одновременным снижением металлоемкости деталей и конструкций становится возможным при сочетании высокой прочности с пластичностью и трещиностойкостью материалов.

В [1, 2] приведены результаты исследований создания эффективной технологии получения высокопрочных цементованных деталей с применением высокотемпературной термомеханической обработки, минуя длительный диффузионный процесс цементации. Из железографитовой порошковой смеси с разным составом по углероду получают двухслойные брикеты типа цементованных (квазицементованных) путем поочередной их прессовки в одной пресс-форме. После спекания квазицементированные брикеты подвергались высокотемпературной термомеханической обработке. Данная технология обеспечивает постоянство концентрации углерода и поверхностной твердости по слою, что в сочетании с высокотемпературной термомеханической обработкой приводит к резкому повышению износостойкости и долговечности изделий. В табл. 1 приведены характеристики усталостной прочности (σ_1), работы разрушения образцов с мягким надрезом (КCU) и трещиной (КСТ) обычной цементованной стали и квазицементованной порошковой стали.

Таблица 1

Механические свойства цементованных и квазицементованных
углеродистых сталей

Технология получения образца	%C после шлифовки		HRC поверх- ности	σ_{-1} , <i>МПа</i>	КСУ, <i>МДж/м²</i>	КСТ, <i>МДж/м²</i>
	сердце- вины	наруж. слоя				
Порошковая	0,20	0,90	60-61	460	0,8	0,5
	0,35	0,92	61-62	750	0,6	0,25
Обычная цементация	0,20	0,6-1,0	50-60	300	0,4	0,15
	0,35	0,5-1,0	50-61	250	0,3	0,10

Все известные способы изготовления конструкционных деталей из низкоуглеродистых сталей с последующей химикотермической обработкой или из среднеуглеродистых сталей в нормализованном или улучшенном состоянии с применением поверхностной закалки создают возможность лишь частичного использования прочностных ресурсов сталей. Обычные стали в высокопрочном состоянии ($\sigma_b = 1500 \dots 2500$ МПа и выше) склонны к хрупкому разрушению, особенно при низких температурах, и не могут быть использованы для высоконагруженных деталей и конструкций.

Известно, что цементация, широко используемая в технике, приводит к повышению износостойкости, усталостной и контактной прочности и одновременно резко снижает ударную вязкость стали. Максимальная прочность (σ_b) цементируемых сталей не превышает 1000...1100 МПа. При увеличении содержания углерода в сердцевине цементированной стали прочность сердцевины увеличивается, но σ_{-1} уменьшается (табл.1), т.к. уменьшаются сжимающие внутренние напряжения в наружном слое.

Если для достижения высокой прочности элемента в большинстве случаев величина пластичности не имеет решающего значения, то для детали способность к местной пластической деформации необходима для благоприятного (более равномерного) перераспределения напряжений.

При наличии неравномерности распределения напряжений, в особенности в присутствии острых надрезов (концентраторов) в сочетании с перекосами при растяжении, повышение сопротивления разрушению может быть достигнуто как изменением формы надреза для уменьшения начальной неоднородности, так и созданием поверхностного мягкого слоя для уменьшения конечной неоднородности.

В [3] было показано благоприятное влияние обезуглероживания на величину ударной вязкости высокопрочных сталей. Так, ударная вязкость образцов из стали типа 40ХН2МА после закалки с 950°C и отпуска при 150°C в течение 2 ч при $\sigma_b \approx 1900$ МПа при обезуглероживании надреза на глубину 0,1...0,15 мм достигала 0,91...0,95 МДж/м², при отсутствии обезуглероживания в надрезе средние значения ударной вязкости не поднимались выше 0,57 МДж/м².

Необходимо иметь в виду, что наличие мягкого слоя приводит к понижению пределов упругости и текучести и пределов выносливости. Мягкий слой понижает также сопротивления контактным нагрузкам – смятию и износу.

Анализируя положительные и отрицательные стороны вышеуказанных методов упрочнения сталей, нами разработаны различные технологии создания квазитрехслойных материалов с “мягким поверхностным подслоем”, дающие возможность максимального использования прочностных ресурсов стали. В данной работе рассматривается порошковая технология получения квазикомпозитных трехслойных материалов (рис.1). В процессе изготовления исходных пористых брикетов – заготовок с последовательным их прессованием между высокоуглеродистым поверхностным слоем (0,8...0,9 %C) и сердцевиной (0,45...0,8% C) образуется мягкий “низкоуглеродистый” подслей (0,15 ... 0,25 %C). Из соответствующих брикетов путем совмещения горячей деформации с термомеханической обработкой получены различные детали типа валов, шестеренок и образцы для механических испытаний.

При проектировании высокопрочных трехслойных материалов одной из основных задач является установление толщин поверхностных слоев. Толщина поверхностного квазицементованного слоя и “мягкого” подслоя была установлена экспериментально, основываясь на теоретических расчетах, исходя из условия нераспространения трещины и обеспечения оптимальной вязкости при использовании максимального ресурса прочности композита в целом. Вязкая прослойка (подслей) является демпфером для силовых виброколебаний, возникающих в поверхностном слое, и затрудняет зарождение микротрещины, а также блокирует развивающиеся с поверхности трещины, не давая им перейти в сердцевину, что могло бы привести к катастрофическому разрушению высокопрочной сердцевины.

Безусловно, трещина поверхностных слоев не должна превысить критический размер трещины данных материалов и в данных условиях работы.

По Ирвину [4], критический размер трещины подсчитывается по формуле

$$I_{кр} = \frac{K_{IC} [\Phi - 0,212(\sigma/\sigma_s)^2]}{1,21\pi\sigma^2},$$

где Φ – полный эллиптический интеграл второго рода, зависящий только от

геометрии трещины ($l/2a$): $\Phi = \int_0^{\pi/2} \left[1 - \left(\frac{a^2 - l^2}{a^2} \sin \varphi \right) \right]^{1/2} d\varphi$; K_{IC} – коэффициент

интенсивного напряжения при плоской деформации или критерия Ирвина; σ – рабочее напряжение.

При крайних значениях, когда $\sigma = \sigma_s$, примем:

$l/2a = 0,1$ (волосовины), тогда $[\Phi - 0,212(\sigma/\sigma_s)^2] = 0,89$;

- 1) $l/2a = 0,5$ (круглые плоские трещины), тогда $[\Phi - 0,212(\sigma/\sigma_s)^2] = 2,17$.

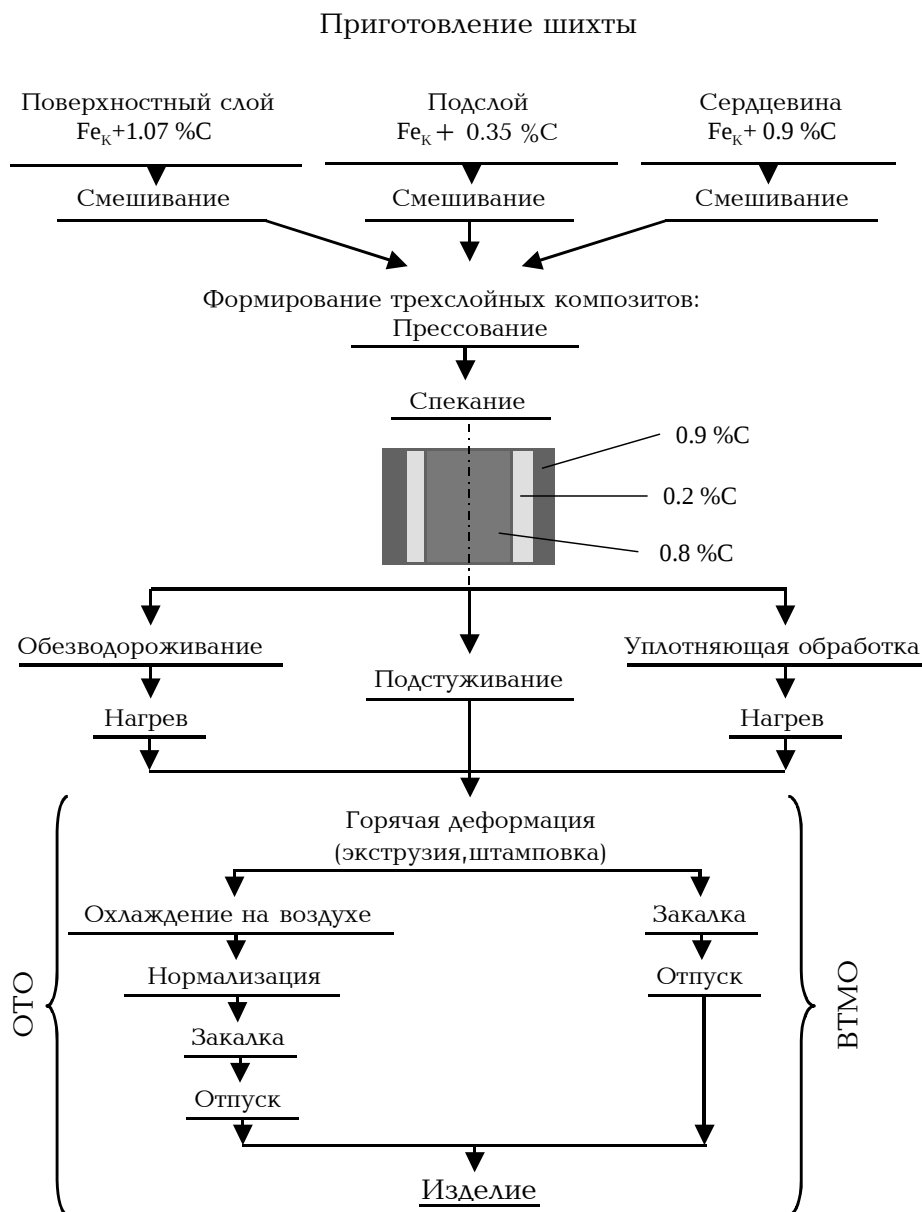


Рис.1. Технологическая схема получения трехслойных квазикомпонентов высокой прочности с применением ВТМО

Теперь можно рассчитать значение $L_{кр}$ для порошковых сталей П20 и ПУ8 после обычной термической обработки (ОТО) и высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО). Полученные результаты приведены в табл. 2.

При разработке технологии получения высокопрочного трехслойного макрокомпозиата с мягким подслоем основой выбора толщины наружного прочного слоя (≈ 1 мм) и демпфирующего мягкого подслоя (≈ 1 мм) служили вышеуказанные расчеты.

Установлено, что эффективность метода резко увеличивается при применении ВТМО, которая сама по себе обеспечивает создание оптимальной субструктуры, имеющей наиболее благоприятное сочетание высокой прочности с повышенной пластичностью [5].

Таблица 2

Определение $L_{кр}$ для сталей П20 (А2) и ПУ8 (А2) после ОТО и ВТМО

Марка стали	L/2a	σ , МПа		K_{Ic} , МПа·м ^{1/2}		$L_{кр}$, мм	
		ОТО	ВТМО	ОТО	ВТМО	ОТО	ВТМО
Сталь ПУ8 (А2) (при статическом растяжении)	0,1	1400	1800	72	95	0,58	0,67
	0,1	1000	1600	80	100	1,53	0,94
	0,5	1400	1800	72	95	1,41	1,63
	0,5	1000	1600	80	100	3,73	2,30
Сталь ПУ8 (А2) (при усталости)	0,5	1400	1800	72	95	1,72	1,82
	0,5	1000	1600	80	100	4,19	2,56
Сталь П20 (А2) (при статическом растяжении)	0,1	1000	1200	85	120	1,73	2,40
	0,5	1000	1200	85	120	4,22	5,58
Сталь ПУ8 (А2) (при усталости)	0,1	800	1200	90	120	8,30	6,55
	0,5	1000	1400	85	110	4,73	4,04

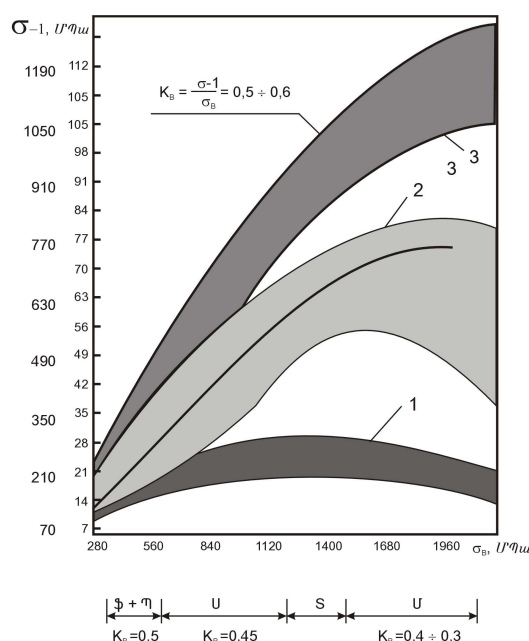


Рис.2. Зависимость предела выносливости (σ_{-1}) при изгибе от временного сопротивления (σ_B) сталей с различной структурой: 1 – монолитные стали с концентратором; 2 – монолитные стали без концентратора; 3 – композитная сталь с мягким подслоем (после ВТМО)

Анализ механических свойств, приведенных в табл. 3 и на рис.2, показывает, что наличие мягкого подслоя приводит к резкому повышению усталостной прочности и вязкости стали в высокопрочном состоянии. Особенно резко возрастает работа распространения трещины и, следовательно, надежность деталей.

Таблица 3

Механические свойства углеродистых сталей и макрокомпозиов после ВТМО, $\lambda_{кр}=6$

Способ получения образцов	Температура отпуска, °C	σ_b , МПа	σ_{-1} , МПа	KCU, МДж/м ²	KCT, МДж/м ²
ПУ8(Fe _к +0,8%С) после ВТМО	250	2100	580	0,2	0,08
	300	2000	620	0,3	0,12
Трехслойный композит после ВТМО	250	2300	950	0,5	0,45
	300	2200	1000	0,6	0,50

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Мамян С.Г., Алаа Эльдин.** Термомеханическое упрочнение цементированных сталей // Изв. АН РА.- Сер. ТН. – Ереван.- 1993. – Т.XLVI, №3. – С. 21-29.
2. **Mamian S.G.** Creation of High-Strength Quasi – Composite Steels and Alloys of a New Class //New Processes and Application Experience: Materials of the Congress. – Moscow, 1990. – P. 196-201.
3. **Фридман А.Б.** Механические свойства металлов. Том 2. – М.: Машиностроение, 1974. –367 с.
4. **Иванова В.С., Гуревич С.Е. и др.** Усталость и хрупкость металлических материалов. – М.: Наука, 1968. – 211 с.
5. **Бернштейн М.П., Займовский В.А., Капуткина Л.М.** Термомеханическая обработка стали. – М.: Металлургия, 1983. – 477с.

ГИУА. Материал поступил в редакцию 06.10.2001.

Ս.Գ. ՄԱՄՅԱՆ

ԲԱՐՁՐՁԵՐՄԱՍՏԻՃԱՆԱՅԻՆ ԶԵՐՄԱՄԵԽԱՆԻԿԱԿԱՆ ՄՇԱԿՄԱՆ (ԲԶՋՄ) ԿԻՐԱՌՄԱՍԲ ՓՈՇԵՄԵՏԱԼՈՒԳԻԱՅԻ ՄԵԹՈԴՈՎ ՇԵՐՏԱՎՈՐ ՊՈՂՊԱՏՆԵՐԻ ՄՍԱՅՄԱՆ ՏԵԽՆՈԼՈԳԻԱՅԻ ԱՌԱՋՆԱՀԱՏՎՈՒԹՅՈՒՆՆԵՐԸ

Ներկայացված է փոշեմետալուրգիայի տեխնոլոգիայի և ջերմամեխանիկական մշակման համատեղմամբ բարձրամուր, փափուկ մակերևութային ենթաշերտով կոմպոզիտային պողպատների ստացման տեխնոլոգիա, որը նոր հնարավորություններ է բացում նյութի ամրության պաշարի առավելագույն օգտագործման համար:

S.G. MAMYAN

TECHNOLOGICAL CHARACTERISTICS FOR OBTAINING FLAKY STEELS BY POWDER METTALURGY METHOD USING HIGH-TEMPERATURE THERMOMECHANICAL TREATMENT

The technology for obtaining high durable flaky composite steels with soft surface sublayer by combining powder technology with thermomechanical treatment is proposed. This technology opens up new possibilities for maximum application of durable material resources.