

А.С. ПЕТРОСЯН

ОСОБЕННОСТИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

Анализируются методы термической обработки порошковых сталей со структурной пористостью, включая методы термомеханической и термоциклической обработки, а также термообработки с помощью ультразвука. Даются рекомендации по выбору предпочтительных методов упрочняющей термической обработки в зависимости от структурной пористости.

Ключевые слова: термомеханическая и термоциклическая обработка, ультразвук, пористая заготовка, порошковые стали.

Как известно [1], изделия конструкционного назначения, изготовляемые методами порошковой металлургии, обычно подвергаются тем или иным видам термической и химико-термической обработки. Однако технология термической обработки этих материалов имеет ряд отличий. Объясняется это тем, что порошковые материалы пористые и обладают качественно иной макроструктурой. Так, при спекании в железографитовых материалах формируется структура, существенно отличающаяся от литых сталей. При температурах выше точки $A_{с3}$ графит лишь частично растворяется в аустените. Наибольшее насыщение углеродом металлической основы происходит в микрообъемах, расположенных вблизи графитовых включений. В результате этого структура порошковой стали, содержащей более 2,0% графита, состоит из перлита, цементита, мелких включений феррита и оставшихся частиц графита.

Для устранения аномальности структуры порошковых сталей производят изотермический отжиг, который выполняют по режиму: нагрев до 780 °С и выдержка 0,5 ч, охлаждение с изотермической выдержкой при 680 °С в течение 2 ч. Такая обработка обеспечивает получение структуры зернистого перлита без существенного снижения прочностных свойств. Еще большая аномальность имеет место при изготовлении изделий из многокомпонентных смесей, когда наблюдается неконтролируемость избыточных фаз.

Спекание порошковых сплавов на основе железа обычно производят в течение 1...3 ч при температурах 1100...1200 °С, значительно превышающих критические точки $A_{сm}$, вследствие чего можно получить крупнозернистую структуру. Однако в структуре спеченных сплавов крупнозернистость не обнаруживается. Малая склонность к росту зерна порошковых сплавов объясняется наличием у них пор. Пористость и химическая неоднородность существенно влияют на устойчивость переохлажденного аустенита, что увеличивает критическую скорость закалки. Следовательно, для получения структуры мартенсита требуется применение более высоких температур.

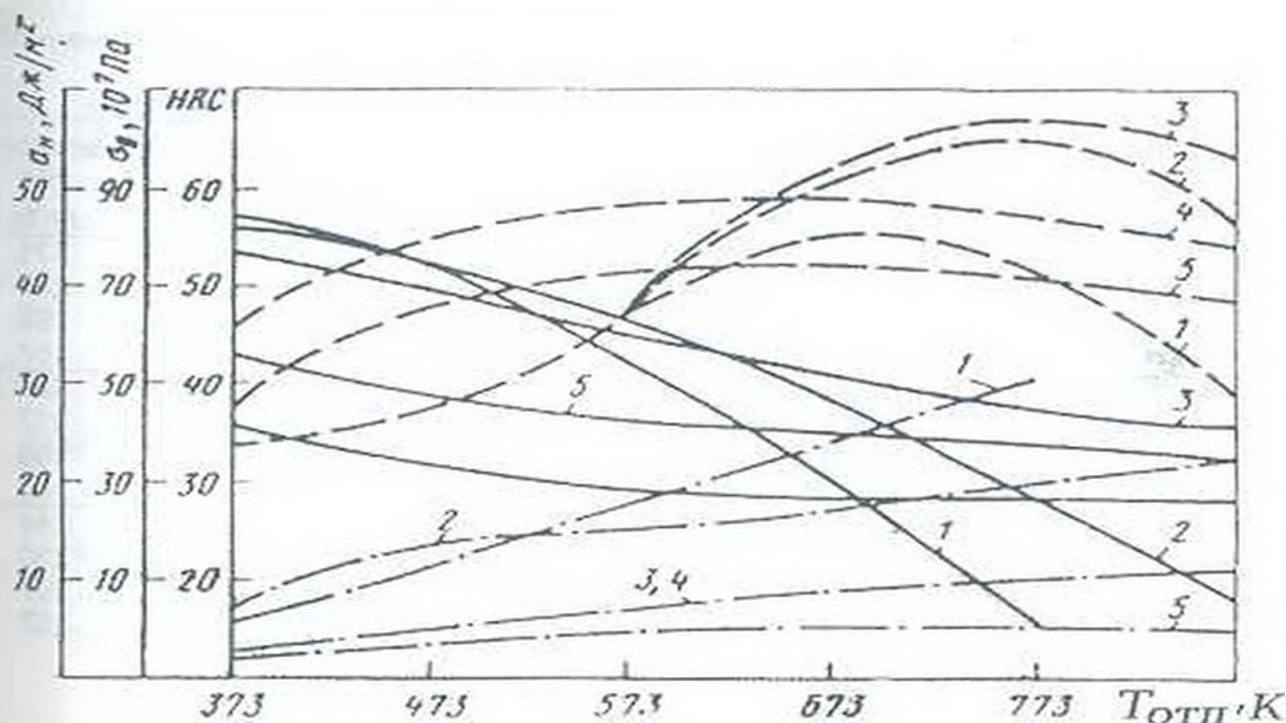


Рис. 1. Зависимость механических свойств от температуры отпуска сталей: 1 – ЖГр1, 2 – ЖГр1Х2, 3 – ЖГр1Х2М2, 4 – ЖГр1Х5М5, 5 – ЖГр1Х12 М2; HRC – сплошные, σ_b – пунктирные, α_k – штрихпунктирные линии

В порошковых сталях при закалке возникают значительные внутренние напряжения с концентрацией у стен пор, что резко снижает их прочность. Влияние закалки проявляется только после отпуска (табл. 1). Оптимальными температурами отпуска в зависимости от состава сталей являются 200...450 °С. С усложнением состава стали и увеличением пористости температура отпуска повышается (рис.1). При закалке порошковых сталей в воде образуется мартенситно-бейнитная структура, которая переходит в трооститную, а затем в сорбитную. Закалка в масле дает трооститно-сорбитную структуру [2]. Максимальную прочность приобретают стали после закалки и отпуска при температурах 673...773 К.

Лучшие результаты по твердости дает индукционный нагрев [3, 4], при котором ввиду высокой скорости нагрева $(1...100) \cdot 10^3$ К/с отпадает необходимость применения защитной атмосферы. Влияние режима индукционного нагрева на твердость железокерамики показано на рис.2. Как видно из рис. 2а, HRC среднеуглеродистой стали после высокочастотной закалки возрастает на 4...6 ед., тогда как HRC железокерамики (плотность 85%) – на 8...12 ед. Оптимальной температурой при высокочастотной закалке следует считать ~1000 °С (рис. 2 б). Тем не менее величина максимальной твердости для железокерамики плотностью 85% составляет 48 HRC, для 80% – 44 HRC.

Таблица 1

Изменение механических свойств стали ЖГр 0,8; П=15% спеченной и закаленной от температуры отпуска

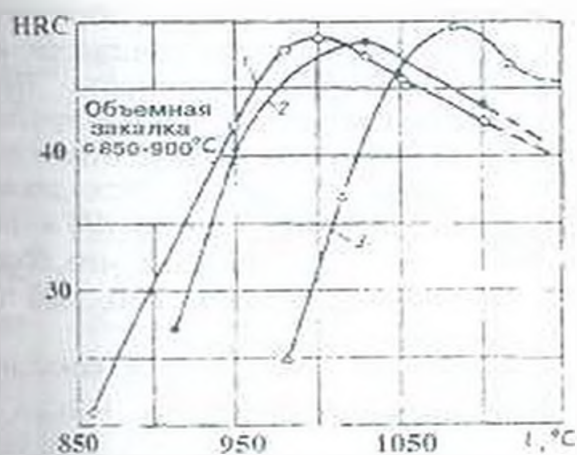
Время спекания, плотность	Температура отпуска, К	$\sigma_B \cdot 10^7$ Па	$\sigma_{изг} \cdot 10^7$ Па	Твердость НВ, МПа
$0,12 \cdot 10^4$ с, $\gamma = 6,43 \cdot 10^{-3}$ кг/м ³	473	34,7	27,2	321
	573	35,7	44,2	237
	673	45,0	79,8	192
	773	42,3	66,8	157
$0,36 \cdot 10^4$ с, $\gamma = 6,45 \cdot 10^{-3}$ кг/м ³	473	21,0	43,7	329
	573	36,9	49,2	217
	673	49,8	73,3	168
	773	38,2	70,0	160
$0,72 \cdot 10^4$ с, $\gamma = 6,47 \cdot 10^{-3}$ кг/м ³	473	34,3	60,5	244
	573	42,2	70,9	210
	673	49,8	71,5	197
	773	38,8	65,2	157

Примечание Температура закалки 1143 К, выдержка $3 \cdot 10^2$ с, охлаждение в воде.

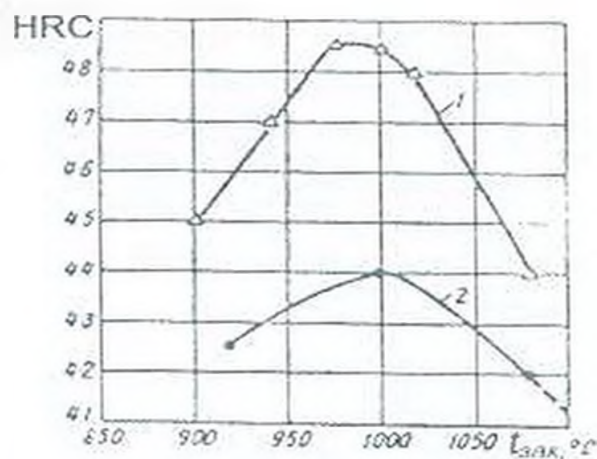
Таблица 2

Поверхностная твердость порошковых сталей после различных видов термообработки HRC (без отпуска)

Вид термообработки	Марка порошковой стали	Пористость, %		
		10	15	20
Спекание – закалка	СП40	42...44	37...40	33...35
Спекание-нормализация-закалка		42...45	38...40	34...38
Спекание-СТЦО-закалка		44...47	41...43	37...40
Спекание-закалка	СП50	46...48	42...45	39...41
Спекание-нормализация-закалка		46...50	43...45	39...41
Спекание-СТЦО-закалка		48...52	44...46	40...42
Спекание-закалка	СП80	53...55	48...49	40...42
Спекание-нормализация-закалка		53...56	48...50	40...43
Спекание-СТЦО-закалка		56...58	49...52	44...46



а)



б)

Рис. 2. Изменение твердости в зависимости от температуры закалки железокерамики: а — с 0,55...0,58% С, плотность 85 %; 1 — $v_{нл} = 80^\circ/\text{с}$; 2 — $v_{нл} = 240^\circ/\text{с}$; 3 — $v_{нл} = 550^\circ/\text{с}$; б — с 0,63...0,65% С при скорости нагрева $v_{нл} = 250^\circ/\text{с}$; 1 — плотность 85 %; 2 — 80%

Наиболее перспективным способом закалки сталей с пористой структурой является закалка с применением ультразвука. Эффективность этого способа объясняется кавитационными явлениями, вызываемыми ультразвуковыми колебаниями в каналах пор. Ультразвуковая обработка охлаждаемой жидкости разрушает при закалке деталей наружную и "внутреннюю" паровые рубашки, облегчает проникновение жидкости вглубь материала, а следовательно, обеспечивает высокую скорость охлаждения при температурах наименьшей устойчивости аустенита. Известно, что металлопорошковые материалы пористостью до 10 % хорошо подвергаются закалке. Однако получение их связано с применением операций двойного формования и спекания, что приводит к большим трудозатратам. Спеченные материалы пористостью 10...13 % удовлетворительно закаливаются, свыше 13% — не принимают закалки. Между тем, в практике порошковой металлургии производство предусматривает главным образом выпуск деталей пористостью 20...25%, т.е. основная номенклатура деталей находится за пределами термического улучшения. Установлено [5] влияние ультразвука на процесс закалки в зависимости от количества размеров пор (рис. 3). Как и следовало ожидать, твердость образцов из мелкой фракции выше, чем из крупной. Эффект ультразвукового воздействия проявляется для больших пористостей. Однако главной задачей применяемых термических обработок в порошковой металлургии является существенное повышение всего комплекса механических свойств, решение которой может осуществляться путем термомеханической обработки (ТМО) [6]. При высокотемпературной ТМО сталь после аустенизации при температуре выше точки $A_{с3}$ подвергается интенсивной деформации (обжатию 50...90%) и последующей немедленной закалке на мартенсит. При низкотемпературной ТМО сталь нагревают выше точки $A_{с3}$, а затем подстуживают до температуры максимальной устойчивости переохлажденного аустенита, а при температурах ниже порога рекристаллизации деформируют с

обжатию на 30...40% и немедленно закалывают. Обе обработки заканчиваются низким отпуском. В результате ТМО повышается не только прочность на разрыв, но и пластичность. Ценность ТМО заключается в том, что ее можно сочетать с процессом экструзии. Некоторые результаты экструзии порошковой углеродистой стали У7, подвергнутой ВТМО, представлены на рис. 4 и 5. Исходными материалами служили: железный порошок ПЖ1М – 99,3% (БЗПМ) и графит ГМЖ – 0,7 %. Заготовки нагревали до 1000...1050 °С, что обеспечивало температуру закалки после экструзии в интервале 780...820 °С.

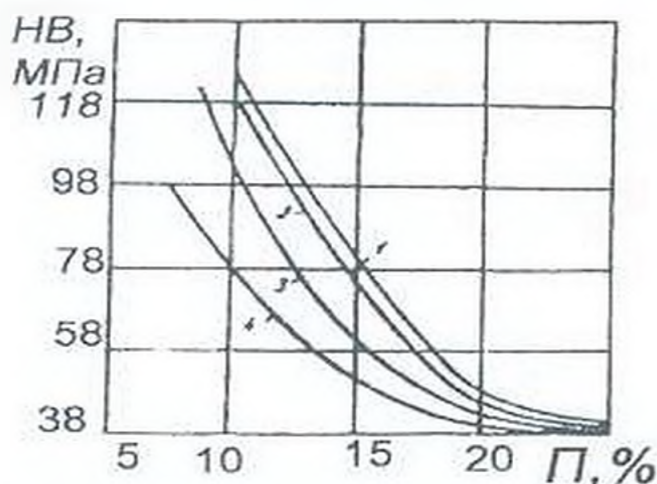


Рис. 3 Зависимость твердости от пористости:
1 – фракция 0...40 мк; 2 – 40...80 мк;
3 – 80...125 мк; 4 – 125...160 мк

На рис. 4 показана зависимость σ_b , HRC, δ , ψ от температуры отпуска. Как видно, полученные прочностные свойства значительно превышают свойства известных в литературе порошковых сталей аналогичных составов. Так, после ВТМО экструзией при $\lambda=8$ и отпуске 300 °С имеем $\sigma_b=217$ МПа, $\delta=14\%$ и $\psi=20\%$. Наилучшие свойства получают при отпуске 250...300 °С.

Прочностные характеристики образцов, подвергнутых термической обработке после деформационных выдержек, ниже, чем образцов, закаленных с ВТМО. Однако они по прочности превосходят обычно закаленные углеродистые стали (рис.4). Исследование влияния последеформационной выдержки аустенита при ВТМО показало, что как при $\lambda=4$, так и при $\lambda=8$ с увеличением выдержки нагрева под закалку σ_b и HRC уменьшаются (рис. 5). Падение прочности происходит тем резче, чем выше степень обжатия. Микроструктурные исследования показали, что экструдированные образцы с ВТМО в отличие от контрольных имеют тонкодисперсную (размельченную) структуру. После ВТМО образуется бесструктурный мартенсит, тогда как при обычной закалке – игольчатый мартенсит.

Одним из новых направлений в термической обработке металлов является термоциклическая обработка (ТЦО), которая еще не стала объектом исследований в технологии порошковой металлургии. Различают следующие ТЦО:

- низкотемпературная ТЦО (НТЦО), когда температуры нагревов ниже начала полимерного $\alpha \Rightarrow \gamma$ превращения;
- среднетемпературная ТЦО (СТЦО), осуществляемая в промежуточной области A_{c1} и A_{c3} ;

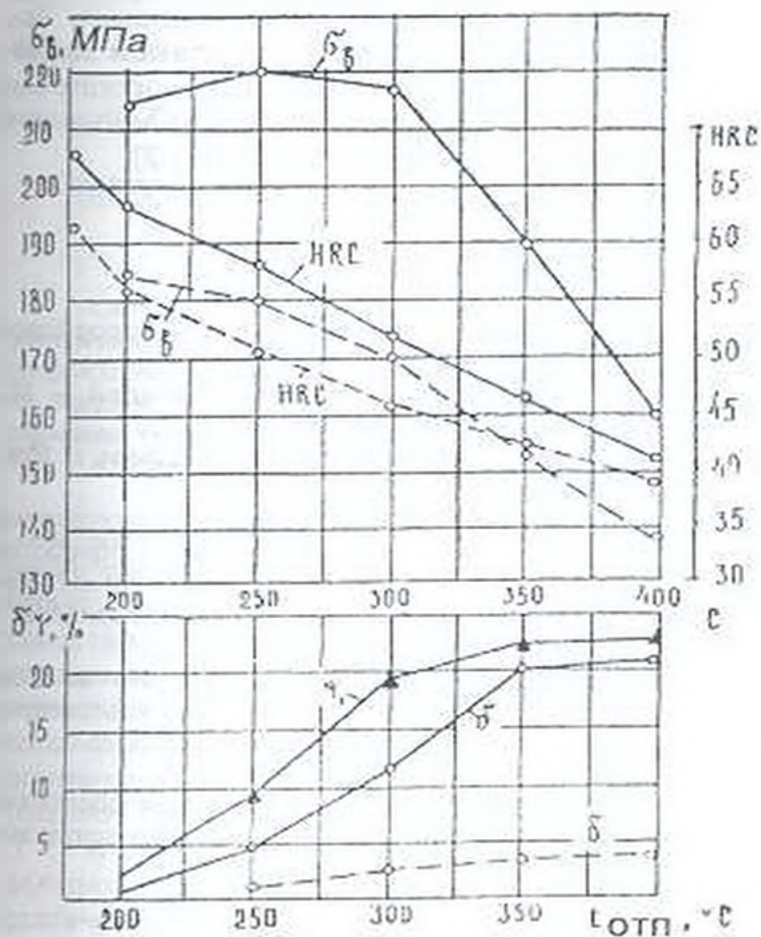


Рис. 4. Зависимость механических свойств термообработанной порошковой стали от температуры отпуска $\sigma_{0.2}$ и HRC (сплошные линии) – экструзия с немедленной закалкой (BTMO), $\sigma_{0.2}$ и HRC (пунктирные линии) – экструзия, отжиг 850–900 °С при двухчасовой выдержке, обычная закалка, ψ и δ (сплошные линии) – с BTMO, δ (пунктирная линия) – для обычной закалки

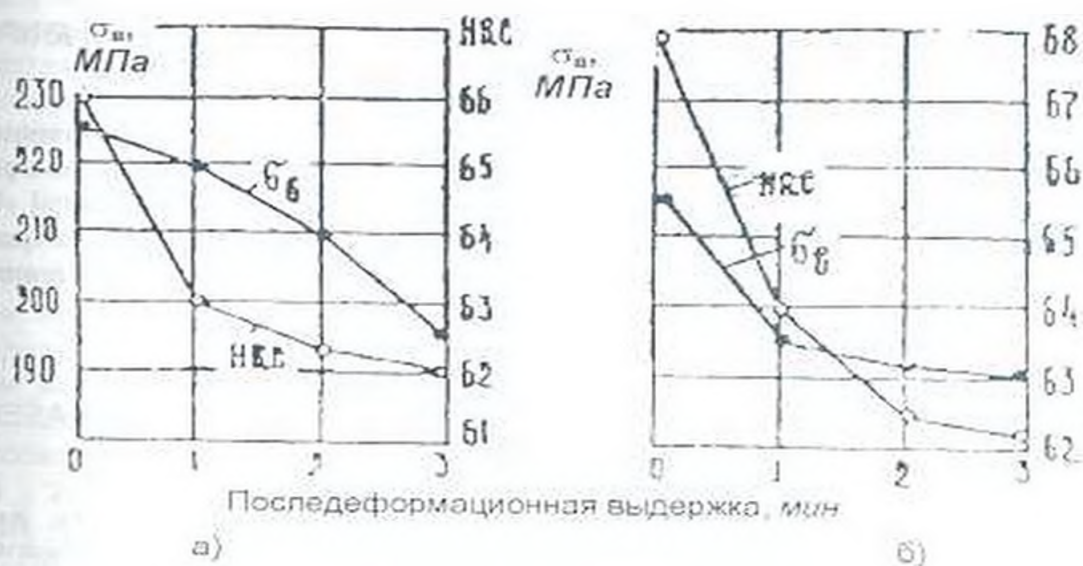


Рис. 5. Зависимость $\sigma_{0.2}$ и HRC от времени последеформационной выдержки при BTMO (температура отпуска 200 °С)
а - $\lambda = 4$, б - $\lambda = 8$

- высокотемпературная ТЦО (ВТЦО), сопровождаемая фазовыми превращениями, т.е. при температурах нагревов, превышающих $A_{с3}$. Некоторые результаты ТЦО порошковых углеродистых сталей приведены в табл. 2. Из табл. 2 видно, что механические свойства порошковых сталей после СТЦО заметно возрастают. Твердость с увеличением пористости резко снижается, после СТЦО - повышается (табл.2).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Федорченко И.М. Современные проблемы теории и практики порошковой металлургии / ИПМ АН УССР - Киев, 1970 - 21 с.
2. Анциферов В.И., Черепанова Т.Г. Структура спеченных сталей - М. Металлургия, 1981 - 110 с.
3. Кидин И.Н. Индукционный нагрев при закалке металлокерамики // Изв. вузов. Черная металлургия - 1960 - №11 - С 113-120.
4. Кидин И.Н., Мозжухин Е.И., Сурикова М.А. Особенности изменения физико-механических свойств при электротермической обработке лагированных сталей, полученных методами порошковой металлургии // Методы исследования и оценки структуры металлокерамических материалов - СССР, 1970 - Т.1 - С 167-186.
5. Даниелян А.Д., Петросян Х.Л., Газоева М.М. Исследование закалики пористого металлокерамического материала с применением ультразвука // Порошковая металлургия. Труды ЕрПИ - Ереван, 1971 - Т.35, вып. 1 - С 180-185.
6. Манукян Н.В., Сосян М.Е., Саркисян Ш.Э. Термомеханическая обработка металлокерамической углеродистой стали // Порошковая металлургия. Труды ЕрПИ - Ереван, 1971 - Т.35, вып. 1 - С. 192-196.

ГИУА. Материал поступил в редакцию 16.06.1999.

Հ.Ս. ՊԵՏՐՈՍՅԱՆ ԵՐԿԱԹԻ ՀԻՄՆՈՎ ՍԵՏԱՂԱԿԵՐԱՄԻԿԱԿԱՆ ՆՅՈՒԹԵՐԻ ԶԵՐՄԱՍՏԱԿՄԱՆ ԱՌԱՆՋՆԱԿԱՏԿՈՒԹՅՈՒՆՆԵՐԸ

Մարմնավոր են վերանախադրվողի եղանակով ստացված ծակոտկեն կառուցվածքով պողպատների չերմամշակման մեթոդները, ներառելով նաև չերմամշակմանից հետո և չերմացվելույն մշակումները և ուղարկմանի միջոցով չերմամշակումը: Տրվում են սմբացվող չերմամշակման գերազանցելի մեթոդների բնութագրումը խոնավարարականներ ըստ կառուցվածքային ծակոտկենության:

H.S. PETROSSYAN HEAT TREATMENT CHARACTERISTICS OF IRON-BASED CERAMET

Heat treatment methods of powder steel with structural porosity, including thermocyclic, thermomechanical treatment, as well as heat treatment by means of an ultrasound are analyzed. Recommendations on selection of preferable methods for heat treatment depending on structural porosity are given.