

## РОЛЬ МЕТАСТАБИЛЬНОГО АУСТЕНИТА В ПОВЫШЕНИИ СВОЙСТВ СТАЛЕЙ

*Приведены результаты исследований по повышению свойств сталей за счет применения комбинированных обработок, обеспечивающих получение многофазной структуры, в которой наряду с различными составляющими (мартенситом, нижним бейнитом, карбидами и др.) присутствует повышенное количество метастабильного аустенита, частично превращающегося в мартенсит при нагружении.*

**Ключевые слова:** мартенсит, метастабильный аустенит, внутренний ресурс, механические свойства.

### Введение

Одним из важнейших направлений современного материаловедения является создание сплавов с метастабильной структурой, способной под влиянием внешних воздействий к самоорганизации [1–3], что позволяет им адаптироваться к условиям нагружения и иметь свойства существенно более высокие, чем обычно достигаемые в настоящее время. Началом работ в этом направлении можно считать исследования, выполненные в середине прошлого века И. Н. Богачевым и Р. И. Минцем. Ими была высказана и реализована идея получения в сплавах на основе железа, титана, меди метастабильных твердых растворов, претерпевающих в процессе испытания механических свойств или эксплуатации мартенситные превращения. Это принципиально отличалось от общепринятого их использования в процессе упрочняющих технологий на стадии изготовления изделий. Новые представления позволили разработать высокоэффективные кавитационностойкие стали [4–6]. В дальнейшем установлено, что сплавы с метастабильным аустенитом обладают повышенной износостойкостью при гидроабразивном износе [7], абразивном [8], ударно-абразивном [9] воздействиях, сухом трении [10] и усталостном нагружении [11]. В этих сплавах может быть получен высокий уровень механических свойств [12–13]. Это обусловлено тем, что на развитие мартенситных превращений, протекающих при нагружении, расходуется значительная часть энергии внешнего воздействия и, соответственно, меньшая доля идет на разрушение [14, 15]. Кроме того, в процессе развития мартенситных превращений происходит не только упрочнение, но и релаксация микронапряжений, вследствие чего повышается работоспособность микрообъемов сплавов [16, 17]. Этому способствует динамическое старение [17]. В процессе нагружения протекают также такие структурные изменения как образование дефектов упаковки, увеличение плотности дислокаций, двойникование и др. В работах [18–20] сплавы с метастабильным аустенитом предложено рас-

сматривать в качестве адаптационных материалов, в которых основную роль в приспособлении их к внешним нагрузкам играют мартенситные превращения. Эти сплавы являются синергетическими системами, способными к самоорганизации структуры под влиянием внешних воздействий. Большинство исследований, выполненных к настоящему времени, посвящено высоколегированным сталям и чугунам, в которых метастабильный аустенит является основной структурой. В работах [21–24] обобщены многолетние исследования автора с сотрудниками по созданию экономнолегированных сплавов различных структурных классов и назначения, а также упрочняющих технологий на основе принципа получения многофазных структур, одной из которых является метастабильный аустенит. Для получения высокого уровня свойств его количеством и стабильностью необходимо управлять с учетом исходных химического, фазового составов и условий нагружения. При этом важно также использовать сочетание различных известных механизмов упрочнения и сопротивления разрушению. Такой подход существенно расширяет представления о необходимости получения метастабильного аустенита в структуре нелегированных, низко- и среднелегированных сталей и чугунов. Метастабильный аустенит рассматривается в работах автора как важнейший внутренний ресурс сплавов, позволяющий существенно повысить их свойства, уменьшить или в ряде случаев исключить полностью дорогие легирующие элементы, используемые для этой же цели. Последнее играет важную роль в ресурсосбережении.

В данной работе приведены результаты исследований по повышению механических свойств сталей и износостойкости за счет комбинированных обработок, основанных на принципе получения в структуре повышенного ( $\geq 25\%$ ) количества метастабильного аустенита, его упрочнения и сохранения при этом способности претерпевать мартенситные превращения при нагружении [25].

## Материал и методика исследований

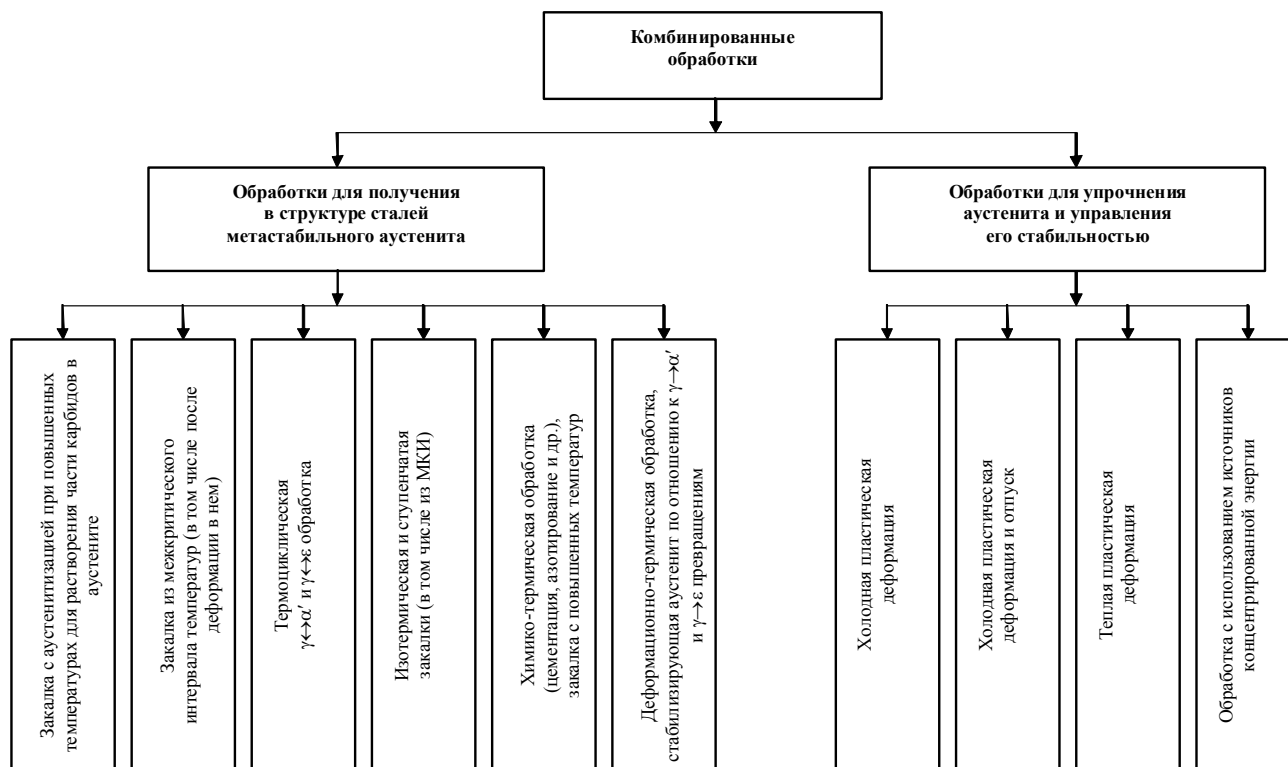
Объектом исследований являлись марганцевые стали 06Г8, (06-07)Г(14-24), 100Г6Ф, а также цементруемая сталь 18ХГТ, пружинная 60С2 и инструментальная 9ХС (табл. 1). Они были выбраны в связи с тем, что в них легко можно было получить повышенное количество метастабильного аустенита. Комбинированные обработки включали термическое (в ряде случаев химико-термическое) и деформационные воздействия на металл (рис. 1), осуществляемые в различных сочетаниях и последовательности. Схемы комбинированных обработок приведены на рис. 2. Они включали нагрев и выдержку в межкритическом интервале температур, изотермическую закалку и низкотемпературный отпуск, а также холодную или теплую пластическую деформацию. В ряде случаев осуществлялась лазерная обработка. Деформация проводилась растяжением, дробеструйной обработкой и обкаткой роликом. Фазовый состав определялся рентгеновским методом на установке ДРОН-3. Механические свойства на растяжение проводились по ГОСТ 9457-88. Образцы на износ испытывались на машине МИ1-М по схеме колодка-ролик и ролик-ролик. Контртелом служила сталь М76, термообработанная на твердость ~ 60 HRC. Нагрузка при испытании по первой схеме составляла  $P = 75$  МПа, скорость скольжения  $V = 0,13$  м/с. При испытаниях по второй схеме  $P = 320$  МПа, скорость вращения нижнего ролика составляла  $V = 0,98$  м/с, а скорость проскальзы-

вания верхнего ролика  $V = 0,09$  м/с. За эталон выбиралась соответствующая сталь после типовой для нее термообработки. Потеря массы образцов определялась с точностью до 0,0001 г.

**Таблица 1** – Химический состав исследованных сталей

Сталь	Содержание элементов, масс. %			
	C	Mn	Si	Другие
06Г8	0,05	7,80	0,23	–
06Г14	0,06	13,60	0,25	–
06Г16	0,06	16,10	0,22	–
06Г20	0,06	19,60	0,23	–
07Г22	0,07	22,40	0,24	–
07Г24	0,07	23,70	0,21	–
100Г6Ф	1,05	6,2	0,40	0,30 V
18ХГТ	0,17	0,90	0,50	1,09 Cr; 0,05 Ti
60С2	0,59	0,70	1,70	$\leq 0,3$ Cr; $\leq 0,4$ Ni
9ХС	0,92	0,60	1,60	1,2 Cr

*Примечание: S и P  $\leq 0,03$  % каждого.*



**Рис. 1.** Комбинированные обработки, обеспечивающие получение в структуре сталей метастабильного аустенита, а также упрочнение и управление стабильностью

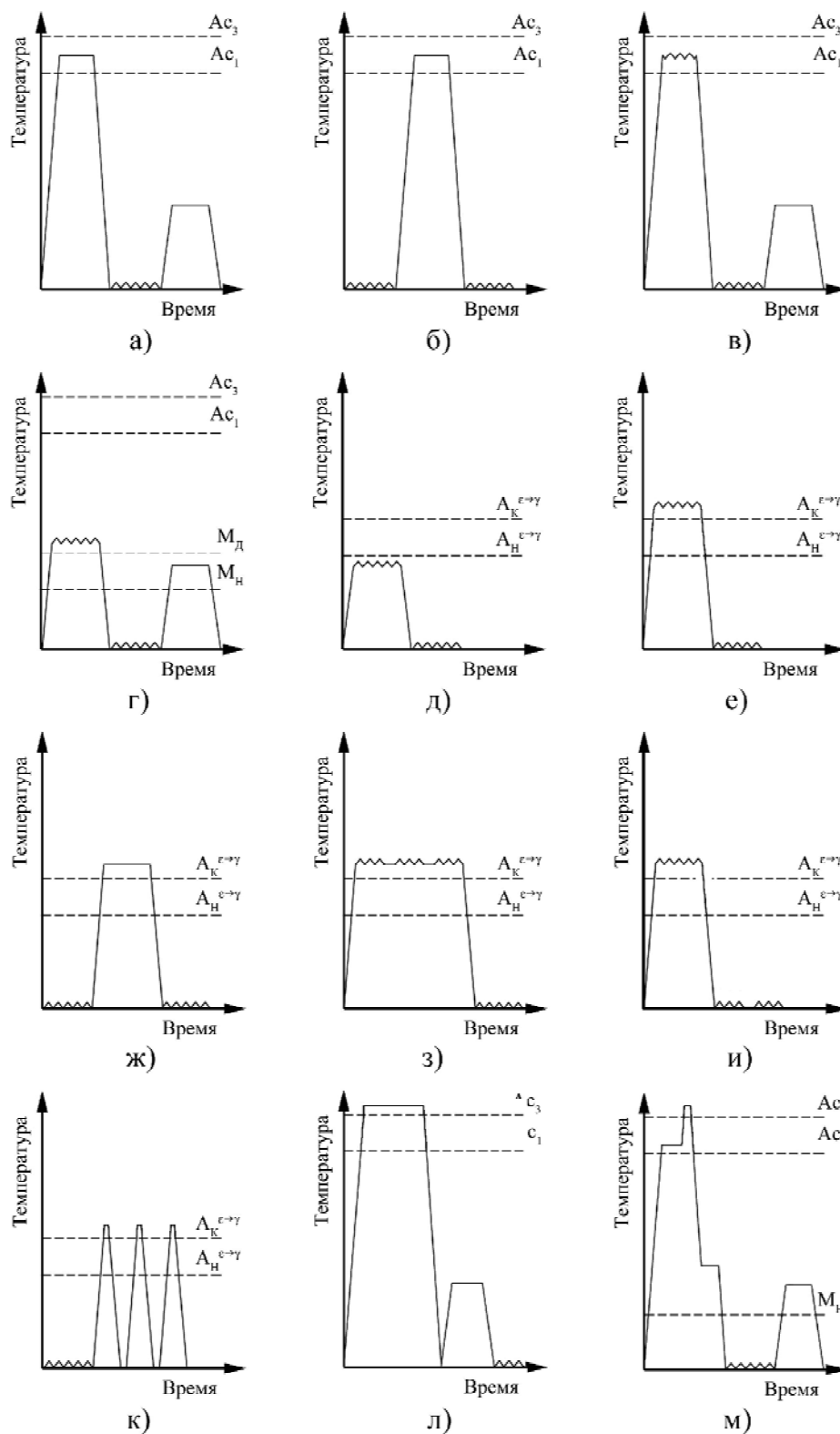


Рис. 2. Схема комбинированных обработок исследованных сталей

### Результаты исследований и их обсуждение

Марганцевые стали получают в настоящее время все большее применение в промышленности. Во многих случаях они являются альтернативой более дорогим никельсодержащим сталям, зачастую не только не

уступая, но и превосходя их по свойствам. Марганцевые стали характеризуются большим разнообразием структур и фазовых превращений при охлаждении и деформации. В них легко может быть получен в структуре наряду с другими составляющими метастабиль-

ный аустенит, упрочнением и стабильностью которого необходимо управлять по отношению к мартенситным превращениям, протекающим при нагружении применительно к конкретным условиям испытаний или эксплуатации [21–24]. Существенное повышение свойств низкоуглеродистых марганцевых сталей может быть достигнуто применением комбинированных деформационно-термических обработок. Рассмотрим это применительно к сталям, имеющим структуру  $\alpha'$ -06Г8,  $\alpha' + \epsilon + \gamma$ -06Г14 и  $\epsilon + \gamma$ -(06-07)Г(16-24). Сталь 06Г8 после закалки от 900 °С и низкого отпуска (250 °С, 1 ч) имеет в структуре 100 %  $\alpha$ - мартенсита ( $\alpha'$ ) и следующий уровень механических свойств:  $\sigma_{0,2} = 850$  МПа,  $\sigma_B = 1100$  МПа,  $\delta = 10$  %,  $\psi = 45$  %. Холодная пластическая деформация (ХПД) с обжатием 7 % приводит к возрастанию  $\sigma_{0,2}$  и  $\sigma_B$  на 100 и 150 МПа, соответственно, и существенно снижает пластичность ( $\delta = 3$  %;  $\psi = 10$  %). Большая, чем указанная выше, степень ХПД приводит к образованию трещин и не может быть использована. Комбинированная обработка этой стали, включающая нагрев в межкритический интервал (МКИ) температур (630 °С, 1 ч), для получения в структуре наряду с  $\alpha$ - фазой 30–40 % вторичного метастабильного аустенита, последующую после охлаждения ХПД ( $\epsilon = 10$  %) и низкотемпературный отпуск при 250 °С, 1 ч (рис. 2, а), позволяет обеспечить хорошее сочетание прочностных и пластических свойств:  $\sigma_{0,2} = 1100$  МПа,  $\sigma_B = 1200$  МПа,  $\delta = 25$  %,  $\psi = 54$  %. Это обусловлено получением в  $\alpha$ - фазе повышенной плотности дислокаций и развитой субструктуры, появлением межфазных границ большой протяжённости в связи с образованием вторичного аустенита (микродуплексная структура). Кроме того, после ХПД сохраняется 18 % аустенита, количество которого уменьшается до 8 % за счет превращения его в мартенсит в процессе испытаний механических свойств на растяжение до образования шейки (эффект самозакалки при нагружении). Это является важным фактором повышения временного сопротивления и сохранения повышенной пластичности.

Установлено, что проведение предварительной ХПД рассматриваемой стали ускоряет образование вторичного аустенита при нагреве в МКИ температур. Так деформация на 10 % позволяет получить после выдержки 20 мин в нем такое же количество вторичного аустенита, как и после часа без предварительной ХПД. С учётом этого комбинированная обработка (рис. 2, б), включающая двукратное ХПД ( $\epsilon = 10$  %) с промежуточным нагревом в МКИ (630 °С, выдержка 15–20 мин), обеспечивает механические свойства:  $\sigma_{0,2} = 1180$  МПа,  $\sigma_B = 1300$  МПа,  $\delta = 15$  %,  $\psi = 50$  %.

В рассматриваемой стали аустенит в структуре может быть получен проведением деформации в МКИ [26]. Так деформация стали 06Г8 при 630 °С на 20 % позволяет получить в структуре наряду с  $\alpha$ - мартенситом 40 % метастабильного аустенита. Последующая ХПД на 10 % вызывает частичное его превращение в

$\alpha$ - мартенсит. Доля последнего в структуре возрастает на 25 %. Заключительной обработкой для уменьшения уровня внутренних напряжений является низкий отпуск (250 °С, 1 ч). Указанная комбинированная обработка (рис. 2, в) обеспечивает повышенный по сравнению с закалкой и низким отпуском уровень механических свойств:  $\sigma_{0,2} = 1120$  МПа,  $\sigma_B = 1330$  МПа,  $\delta = 14$  %,  $\psi = 45$  %. Так же, как и в предыдущих случаях, важную роль в формировании механических свойств играет наряду с другими факторами протекание в упрочненном аустените мартенситных превращений при испытании механических свойств.

Теплая деформация сталей, содержащих 16–22 % марганца, со структурой  $\epsilon + \gamma$  уже при 130–200 °С приводит к существенному изменению фазового состава. Принципиальным отличием деформации в указанном интервале температур от ХПД при комнатной температуре является то, что снижению количества  $\epsilon$ - фазы соответствует не только увеличение доли  $\alpha$ - мартенсита, но и  $\gamma$ - фазы. Поскольку возрастание доли  $\alpha$ - мартенсита при пластической деформации в указанном интервале температур намного меньше, чем снижение количества  $\epsilon$ - фазы, то увеличение содержания аустенита, сопровождающееся уменьшением доли  $\epsilon$ - фазы, свидетельствует о  $\epsilon \rightarrow \gamma$  переходе [27]. Обычно при ХПД протекание  $\gamma \rightarrow \alpha''$  превращения наряду с  $\epsilon \rightarrow \gamma$  маскирует последнее, т. к. не удается зафиксировать увеличение количества аустенита. Именно поэтому общепринято считать, что при деформации мартенситные превращения протекают в следующей последовательности:  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha''$ . Аустенит может превращаться в  $\alpha''$ - мартенсит, если температура деформации расположена ниже  $M_d^{\gamma \rightarrow \alpha''}$ , независимо от того образуется  $\epsilon$ - фаза или нет. Это обычно не принимается во внимание. Между тем,  $\epsilon \rightarrow \gamma$  превращение при деформации должно быть даже более предпочтительно, чем  $\epsilon \rightarrow \alpha''$ , на развитие которого указывается во многих работах. В  $\epsilon$ - фазе есть дефекты упаковки ГЦК, облегчающие ее переход в аустенит [11]. При деформации интервал  $\epsilon \rightarrow \gamma$  превращения в высокомарганцевых сталях, находящийся при относительно невысоких температурах (150–250 °С), понижается [28]. В свою очередь, ХПД вызывает повышение температуры микрообъемов металла до уровня, когда обратное превращение уже может протекать при нагреве. Поскольку деформация при одних условиях вызывает образование  $\epsilon$ - фазы, а при других – ее переход в аустенит, была изучена возможность использования  $\gamma \leftrightarrow \epsilon$  переходов, осуществляемых непосредственно в процессе пластической деформации, для повышения механических свойств Fe-Mn сплавов. Деформацию осуществляли по различным схемам. Наилучший результат на стали 06Г16 получен в том случае, когда вначале деформацией при температурах выше  $A_d^{\epsilon \rightarrow \gamma}$   $\epsilon$ - фазу переводили в аустенит, а затем деформацией ниже  $M_d^{\gamma \rightarrow \epsilon}$  упрочняли его и вызывали образование небольшого количества  $\epsilon$ - фазы. Основное развитие  $\gamma \leftrightarrow \epsilon$  превращения получают при после-

дующем нагріванні в процесі испытаній механічних властивостей. Деформація со степенями 50 % при 200 °С підвищує межі текучості і міцності, відповідно, в 1,6 і 1,2 рази по порівнянню з закаленим станом ( $\sigma_{0,2} = 420$  МПа,  $\sigma_B = 854$  МПа), а відносне подовження ( $\delta = 35$  %) приблизно на 10 % вище. ХПД на 10 %, проведена після цього (рис. 2, д), ще більше збільшує міцнісні властивості ( $\sigma_{0,2} = 874$  МПа,  $\sigma_B = 1200$  МПа), оскільки зростає кількість  $\epsilon$ - і  $\alpha''$ -фаз, а також густина дислокацій, але зберігає пластичність на достатньому рівні ( $\delta = 17$  %,  $\psi = 35$  %). Це обумовлено тим, що в процесі испытаній механічних властивостей відбувається не тільки додаткове зміцнення, але і релаксація мікронапружень.

Найбільше сильно стабілізує аустенит в двофазних ( $\epsilon + \gamma$ ) сталях по відношенню до утворення  $\epsilon$ -мартенсита при охолодженні після теплої деформації при 400 °С. Її проведення при більш високих температурах (600–800 °С) зменшує ефект стабілізації, так як поряд з деформаційним зміцненням аустенита протікають процеси, знижуючі його наклеп. Деформація сталі 06Г20 при 400 °С на 10, 20 і 30 % стабілізує аустенит і зменшує кількість  $\epsilon$ -фази в структурі с 55 (після закалки) до 35, 12 і 0 % відповідно. З збільшенням ступеня попередньої деформації при 400 °С межа міцності сталі 06Г20 зростає з  $\sigma_B = 710$  МПа (після закалки) до  $\sigma_B = 960$  МПа після ХПД со ступенем  $\epsilon = 30$  %. Межа текучості при деформації до  $\epsilon = 20$  % змінюється мало по порівнянню з його рівнем після закалки і зростає на 90–100 МПа після деформації на 30 %. Важливо підкреслити, що відносне подовження при збільшенні ступеня теплої деформації до 20 % досягає максимуму ( $\delta = 56$ –60 %). При подальшому зростанні ступеня деформації до 30 % воно зменшується і незначительно відрізняється від рівня, отриманого після закалки ( $\delta = 20$ –25 %). Порівняння змін пластичності сталі 06Г20, підданої попередній теплої деформації при 400 °С, і розвитку в ній мартенситних перетворень при наступному навантаженні дозволяє зробити висновок, що для отримання найбільшої пластичності необхідно, щоб при испытанні механічних властивостей утворення мартенситних фаз відбувалося з оптимальною інтенсивністю [29]. В цьому випадку поряд з зміцненням в сталі протікають релаксаційні процеси, зменшуючі можливість утворення мікротріщин. Занадто інтенсивне утворення мартенситних фаз при навантаженні, так же як і недостатнє розвиток фазових перетворень, не дозволяє реалізувати запас пластичності.

Хороший комплекс механічних властивостей в сталі 06Г20 може бути отриманий, як і в попередніх випадках, після теплої деформації і додаткової ХПД. Деформація при 400 °С на 20 % і наступуюча ХПД такої ж ступеня дозволяють отримати механічні властивості:  $\sigma_{0,2} = 890$  МПа,  $\sigma_B = 1040$  МПа,  $\delta = 18$  %. Чем

вище ступінь попередньої теплої деформації, тим більш високий рівень міцнісних властивостей може бути отриманий після однієї і тієї ж ступені остаточної ХПД. Наступною слід вибирати з урахуванням величини попереднього зміцнення і, відповідно, ступеня стабільності аустенита. Комбінована обробка сталі 06Г20, включаюча попередню деформацію при 400 °С на 30 %, і наступуючу ХПД на 20 % (рис. 2, е) забезпечують:  $\sigma_{0,2} = 960$  МПа,  $\sigma_B = 1160$  МПа,  $\delta = 18$  %. Такі властивості не можуть бути досягнуті в цій сталі після звичайного застосування ХПД. Хороше поєднання механічних властивостей в сталях со структурою  $\epsilon + \gamma$  можна отримати комбінованою обробкою, включаючою попередню і остаточну ХПД з проміжним нагрівом, забезпечуючим завершення  $\epsilon \rightarrow \gamma$  перетворення. Встановлено, що ХПД з наступним нагрівом до 400 °С, в результаті якого відбувається завершення  $\epsilon \rightarrow \gamma$  перетворення викликає стабілізацію аустенита по відношенню до деформаційного  $\gamma \rightarrow \epsilon$  перетворення і не викликає суттєвого впливу на  $\gamma \rightarrow \alpha''$ . Чем більш ступінь попередньої ХПД, тим менше кількість  $\epsilon$ -фази утворюється після нагріву на 400 °С при охолодженні. ХПД і нагрів на 400 °С забезпечують більш високий рівень міцнісних властивостей, чем закалка, зберігаючи достатню пластичність. В табл. 2 наведені дані для сталей 07Г22 і 07Г24, підданих різним обробкам.

Найкраще поєднання механічних властивостей досягається після двократної ХПД на 20 % з проміжним нагрівом на 400 °С (рис. 2, ж). Відкрито, що поєднання багаторазової деформації (~5 %) при кімнатній температурі з проміжними короткочасними нагрівом до 400 °С суттєво підвищує пластичність. Суммарне подовження зразків сталі 07Г22 досягає 90 %.

Значне підвищення міцнісних властивостей двофазних ( $\epsilon + \gamma$ ) сталей при збереженні у них достатньої пластичності може бути досягнуто диференційованою обробкою, що включає в себе загальне і локальне впливання на сплав. В результаті такого впливання в його різних частинах відбуваються неоднакові фазові і структурні перетворення. Внаслідок цього в матеріалі виникають градієнти структурно-фазового стану.

Вивчалася можливість застосування диференційованої обробки для сталі 06Г22, що має після закалки при 900 °С в структурі 55 %  $\epsilon$ - і 45 %  $\gamma$ -фаз. Плоскі зразки товщиною 2 мм локально деформували з обжаттям 30 % в профілюваних валках при 400 °С ( $M_d = 200$  °С). Чередуючіся виступи і впадини шириною 1,5 мм розташовувалися вздовж зразка. Як уже відзначалося, деформація при 400 °С стабілізує аустенит по відношенню до утворення  $\epsilon$ -фази при охолодженні. В результаті локальної теплої деформації в сталі були отримані ділянки аустенита, являючогося метастабільним і претерпеваю-

шего при нагружении  $\gamma \rightarrow \epsilon$  и  $\gamma \rightarrow \alpha''$  превращения. В недеформированных участках структура остается двухфазной с примерно равным количеством  $\epsilon$ - и  $\gamma$ - фаз.

Для увеличения количества  $\epsilon$ - фазы до 80–85 % в этих участках проводили ХПД с небольшими степенями обжата (~ 10 %), рис. 2, з. В результате получены следующие свойства:  $\sigma_{0,2} = 670$  МПа,  $\sigma_B = 950$  МПа,  $\delta = 28$  %. Прочностные характеристики стали 07Г22 после дифференцированной обработки значительно выше, чем после закалки, тогда как относительное удлинение примерно такое же. Аналогичные результаты получены и в том случае, когда сначала проводили общую деформацию при 400 °С, а затем локальную – при комнатной температуре (рис. 2, и).

**Таблица 2** – Влияние ХПД и нагрева на 400 °С на механические свойства сталей 06Г22 (числитель) и 06Г24 (знаменатель)

Обработка	Механические свойства		
	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %
1. Закалка от 900 °С	336/230	756/714	27/45
2. То же, что и 1 + ХПД 20 %	726/664	954/926	11/17
3. То же, что и 2 + отпуск 400 °С, 1 ч	450/400	916/855	24/34
4. То же, что и 3 + ХПД на 20 %	920/870	1160/1060	15/23
5. То же, что и 4 + отпуск 250 °С, 1 ч	985/920	1190/1100	18/25

Хорошее сочетание свойств в марганцевых сталях типа 07Г22 можно получить после дифференцированной обработки, включающей общую ХПД и локальную лазерную обработку (рис. 2, к). Она вызывает обратные  $\alpha'' \rightarrow \gamma$  или  $\epsilon \rightarrow \gamma$  превращения, увеличивающие количество аустенита в заданных участках, расположенных через 1,5–2 мм вдоль образцов толщиной 2 мм, а также обработок, включающих общую теплую деформацию при 400 °С и локальную лазерную обработку ( $\sigma_{0,2} = 590$ –640 МПа,  $\sigma_B = 930$ –980 МПа,  $\delta = 23$ –27 %). В отличие от предыдущего случая, в стабилизированном аустените под влиянием напряжений, вызванных лазерной обработкой, количество мартенситных ( $\epsilon$ - и  $\alpha''$ -) фаз возрастает.

Аналогичный эффект получен в стали 100Г6Ф. После закалки с 1100 °С в воде она имеет преимущественно аустенитную структуру. Локальная лазерная термообработка, создающая упрочненные и неупрочненные участки, чередующиеся с шагом 2 мм, позволяет в обработанных участках повысить твердость с 28 HRC до 52 HRC. Последнее вызвано образованием большого количества а-мартенсита, что обусловлено высоким уровнем напряжений при лазерной обработке, вызывающих распад метастабильного аустенита. Испытания при сухом трении по схеме колодка – ролик показали,

что износостойкость повысилась в 1,5 раза по сравнению с ее уровнем после закалки с 1100 °С.

Эффективность комбинированных обработок, предусматривающих получение повышенного количества метастабильного аустенита, показана также на низколегированных сталях. Сталь 18ХГТ была зацементирована при 950 °С (6 ч), закалена без подстуживания в масле и отпущена при 180 °С 1 ч. В результате количество метастабильного аустенита в поверхностном слое составляет ~ 80 %, остальное – мартенсит отпуска и карбиды. Заключительной обработкой являлась деформация дробью (рис. 2, л). Количество метастабильного аустенита уменьшилось до 45 % за счет образования мартенсита деформации. После испытаний на износ, проведенных по схеме ролик – ролик, количество метастабильного аустенита уменьшилось до 18 % за счет  $\gamma \rightarrow \alpha''$  превращения. Относительная износостойкость возросла в 1,5 раза по сравнению с уровнем, достигаемым после стандартной обработки, обеспечивающей структуру отпущенного мартенсита и карбидов.

Комбинированная обработка стали 60С2, обеспечивающая получение повышенного количества метастабильного аустенита и последующее его упрочнение, заключалась в следующем: сталь нагревали в МКИ на 780 °С, выдерживали 60 мин, проводили аустенитизацию при 900 °С 4 мин, после чего охлаждали в соляной ванне при 350 °С 10 мин, а затем – на воздухе. В структуре наряду с нижним бейнитом и мартенситом содержалось 28 % остаточного метастабильного аустенита. При этом получены механические свойства:  $\sigma_{0,2} = 785$  МПа,  $\sigma_B = 1050$  МПа,  $\delta = 33$  %. Последующими обработками являлись ХПД ( $\epsilon = 7$  %) и отпуск при 250 °С 1 ч (рис. 2, м). В результате упрочнения остаточного аустенита и его частичного превращения в мартенсит прочностные характеристики возросли до  $\sigma_{0,2} = 990$  МПа,  $\sigma_B = 1200$  МПа, а относительное удлинение осталось на достаточно высоком уровне ( $\delta = 17$  %). Последнее может быть объяснено развитием при испытании механических свойств деформационного мартенситного превращения.

Целесообразность применения комбинированной обработки с использованием предложенного принципа показана на инструментальной стали 9ХС. Она была закалена с 930 °С в соляной ванне с температуры 250 °С и выдержана в ней 30 мин, после чего охлаждена на воздухе и отпущена при 180 °С 1 ч. В результате этой термообработки наряду с нижним бейнитом в структуре присутствовало 35 % остаточного аустенита. Окончательной обработкой являлась пластическая деформация обкаткой роликом. В результате количество остаточного аустенита уменьшилось в поверхностном слое до 10–15 % за счет образования мартенсита деформации. Твердость при этом возросла с 55 до 62 HRC. Износостойкость, определенная по схеме колодка – ролик, увеличилась в 1,4 раза по сравнению с таковой после стандартной обработки, обеспечивающей структуру отпущенного мартенсита и карбидов.

**Выводы**

1. Комбинированные обработки, обеспечивающие получение в структуре наряду с другими составляющими метастабильного аустенита, последующее упрочнение, сохраняющее его способность к динамическим мартенситным превращениям при нагружении, применимы для широкого круга сталей и позволяют повышать их свойства.

2. При выборе схем и режимов комбинированных обработок, необходимо учитывать исходный фазовый состав сталей и превращения, протекающие при различных воздействиях, предусмотренных технологией, а также условия нагружения при испытаниях свойств и эксплуатации.

**Список литературы**

1. Лякишев Н. П. Новые направления в технологии получения материалов с заданными свойствами / Н. П. Лякишев // *Металлы*. – 1992. – № 2. – С. 5–8.
2. Иванова В. С. Синергизм механических свойств и экстремальных технологий управления структурой металла / В. С. Иванова, В. С. Баланкин, О. А. Банних // *Металлы*. – 1992. – № 2. – С. 11–20.
3. Прусаков Б. А. Проблемы материалов в XXI веке / Б. А. Прусаков // *МиТОМ*. – 2001. – № 1. – С. 3–18.
4. Богачев И. Н. Кавитационное разрушение железоуглеродистых сплавов / И. Н. Богачев, Р. И. Минц. – М. : Машгиз, 1959. 170 с.
5. Богачев И. Н. Повышение кавитационно-эрозионной стойкости деталей машин / И. Н. Богачев, Р. И. Минц. М. : Машиностроение, 1964. – 143 с.
6. Богачев И. Н. Новые кавитационно-стойкие стали для гидротурбин и их термообработка / И. Н. Богачев, Л. С. Малинов, Р. И. Минц. М. : НИИИНФОРМ Тяжмаш, 1967. – 47 с.
7. Богачев И. Н. Гидроабразивная стойкость хромомарганцевых сталей / И. Н. Богачев, Л. С. Малинов, В. П. Коробейников // *Энергомашиностроение*. – 1967. – № 7. – С. 27–30.
8. Попов В. С. Износостойкость пресс-форм огнеупорного производства / В. С. Попов, Н. Н. Брыков, Н. С. Дмитриенко. – М. : Металлургия, 1971. – 57 с.
9. Филиппов М. А. Стали с метастабильным аустенитом / М. А. Филиппов, В. С. Литвинов, Ю. Р. Немировский. М. : Металлургия, 1988. 256 с.
10. Коршунов Л. Г. Износостойкость и структурные превращения нестабильных аустенитных сталей при трении / Л. Г. Коршунов // *Контактная прочность неметаллических сплавов*. – Свердловск : УПИ. – 1972. – С. 72–86.
11. Богачев И. Н. Структура и свойства железомарганцевых сплавов / И. Н. Богачев, В. Ф. Еголаев. – М. : Металлургия, 1973. – 295 с.
12. Zackay V. F. The Enhancement of Ductility in High – Strength Steels / V. F. Zackay, E. R. Parker, D. Fahr, R. Bush // *Trans. ASM*. – 1969. – Vol. 60. – № 1. – P. 252–259.
13. Малинов Л. С. Упрочнение нестабильных Ст-Mn-N сталей / Л. С. Малинов, Т. Д. Эйсмонтд // *Известия АН СССР. Металлы*. – 1969. – № 2. – С. 113–120.
14. Малинов Л. С. Влияние предварительной пластической деформации на кавитационную стойкость хромомар-

- ганцевых сталей / Л. С. Малинов, Т. Д. Эйсмонтд // *ФХММ*. – 1968. – № 6. – С. 691–692.
15. Малинов Л. С. Влияние мартенсита деформации на свойства сталей Fe-Ст-Mn / Л. С. Малинов, А. П. Чейлях, К. Н. Соколов // *Известия АН СССР. Металлы*. – 1988. – № 2. – С. 78–83.
16. Малинов Л. С. Кинетика образования ε-фазы в легированных железо-марганцевых сплавах. Автореф. дис. ... канд. техн. наук : спец. 15.16.01. – Свердловск : УПИ, 1963. – 20 с.
17. Богачев И. Н. Релаксация напряжений в хромомарганцевой аустенитной стали 30Х10Г10 / И. Н. Богачев, Б. А. Потехин // *ФММ*. – 1964. – Т. 18. – № 5. – С. 257–259.
18. Малинов Л. С. Аналогия некоторых принципов, лежащих в основе адаптации живых организмов и сплавов с метастабильным аустенитом, в которых реализуется эффект самозакалки при нагружении, а также разработка технологий на этой основе / Л. С. Малинов // *Строительство, материаловедение, архитектура*. – Днепропетровск : ПГСА. – 2002. – Вып. 15. – Ч. 1. – С. 79–83.
19. Малинов Л. С. Стали и чугуны с метастабильным аустенитом – разновидность адаптационных материалов с самоорганизацией структуры, вызванной внешним воздействием / Л. С. Малинов // *Тез. докл. X Региональной научн. и научн.-техн. конф.* – Мариуполь : ПГТУ. – 2003. – 84 с.
20. Малинов Л. С. Стали и чугуны с метастабильным аустенитом и эффектом самозакалки при нагружении – разновидность адаптационных материалов, повышающих свои свойства при внешнем воздействии за счет самоорганизации структуры / Л. С. Малинов // *Металл и литье Украины*. – 2003. – № 11–12. – С. 3–8.
21. Малинов Л. С. Разработка экономнолегированных высокопрочных сталей и способов упрочнения с использованием принципа регулирования мартенситных превращений / Л. С. Малинов / Автореф. дис. ... д-ра. техн. наук : спец. 15.16.01. – Екатеринбург : УПИ. – 1992. – 35 с.
22. Малинов Л. С. Использование принципа получения метастабильного аустенита, регулирования его количества и стабильности при разработке экономнолегированных сплавов и упрочняющих обработок / Л. С. Малинов // *МиТОМ*. 1996. № 2. С. 35–39.
23. Малинов Л. С. Экономнолегированные сплавы с мартенситными превращениями и упрочняющие технологии / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов. – Харьков : ННЦ ХФТИ, 2007. – 352 с.
24. Малинов Л. С. Повышение свойств сталей и высокопрочного чугуна получением в их структуре метастабильного аустенита и реализации эффекта самозакалки при нагружении / Л. С. Малинов // *Металлы*. – 1999. – № 6. – С. 67–76.
25. Малинов Л. С. Спосіб обробки сталей. Патент України UA № 12399A, C21D 1/00. / Л. С. Малинов. – 1997. – Бюл. № 1.
26. Упрочнение низкоуглеродистой высокопрочной стали в межкритическом интервале температур / [И. Ю. Пышминцев, В. А. Корзников, Р. З. Валиев, В. А. Хотинков] // *МиТОМ*. – 1999. – № 5. – С. 11–15.
27. Малинов Л. С. Фазовые превращения при деформации в высокомарганцевом сплаве / Л. С. Малинов, Е. Я. Харланова, Л. А. Голубович // *МиТОМ*. – 1976. – № 2. – С. 13–15.

28. Лысак Л. И. Физические основы термической обработки стали / Л. И. Лысак, Б. И. Николин. – К. : Техника, 1975. – 304 с.
29. Фазовые превращения при нагружении и механические свойства предварительно деформированной стали Г20 / [Л. С. Малинов, К. Н. Соколов, Н. Я. Казачкова, Е. Я. Харланова] // Изв. Вузов. Черн. металлургия. – 1973. – № 9. – С. 138–141.

Одержано 30.03.2015

### **Малинов Л.С. Роль метастабільного аустеніту у підвищенні властивостей сталей**

*Наведено результати досліджень підвищення властивостей сталей за рахунок використання комбінованих обробок, що забезпечують одержання багатофазної структури, в якій поряд з різними складовими (мартенситом, нижнім бейнітом, карбідами тощо) присутній у підвищеній кількості метастабільний аустеніт, що частково перетворюється у мартенсит при навантаженні.*

**Ключові слова:** мартенсит, метастабільний аустеніт, внутрішній ресурс, механічні властивості.

### **Malinov L. Role of metastable austenite in increasing steels properties**

*The results of research on increasing steel properties by combined treatments providing obtaining the multiphase structure with various components (martensite, lower bainite, carbide etc.) with increased amount of metastable austenite partly transformed in martensite under loading are given.*

**Key words:** martensite, metastable austenite, internal resource, mechanical properties.

---