

PACS: 83.20.Hn, 81.40.Vw, 81.40.Gh

Б.М. Эфрос<sup>1</sup>, С.В. Гладковский<sup>2</sup>, В.С. Тютенко<sup>1</sup>, Н.Б. Эфрос<sup>1</sup>

ВЛИЯНИЕ БАРОТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ  
НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, СТРУКТУРУ  
И СВОЙСТВА МЕТАСТАБИЛЬНЫХ  $(\gamma + \varepsilon)$ -Fe–Mn-СТАЛЕЙ

<sup>1</sup>Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина

<sup>2</sup>Уральский государственный технический университет, Екатеринбург, Россия

Статья поступила в редакцию 20 сентября 2018 года

*Изучены фазовый состав, структура, механические свойства и характер разрушения метастабильных сталей типа Г20 после баротермомеханической обработки (БТМО) с использованием метода термогидропрессования (ТГП) в зависимости от степени и температуры пластического формоизменения.*

**Ключевые слова:** железомарганцевые стали типа Г20, структура, субструктура, фазовый состав, механические свойства, термогидропрессование, характер разрушения

Метастабильные  $(\gamma + \varepsilon)$ -Fe–Mn-стали находят все более широкое применение в различных отраслях машиностроения благодаря повышенным прочностным характеристикам в результате наличия в структуре ГПУ  $\varepsilon$ -мартенсита и способности к релаксации напряжений при  $\gamma \rightarrow \varepsilon$ -превращении [1,2]. Предварительная пластическая деформация этих сталей позволяет существенно повысить прочностные свойства за счет увеличения в структуре ГПУ  $\varepsilon$ -фазы и образования ОЦК  $\alpha'$ -мартенсита. Однако обычные способы формоизменения технологически затруднительны. Кроме того, образование при данных способах обработки большого количества  $\alpha'$ -мартенсита приводит к существенному охрупчиванию стали и к потере такого важного служебного свойства, как немагнитность [2].

В этой связи представляет интерес использование метода ТГП в цикле БТМО, поскольку деформирование в условиях высоких гидростатических давлений метастабильных  $(\gamma + \varepsilon)$ -Fe–Mn-сталей позволяет расширить область существования ГПУ  $\varepsilon$ -фазы и стабилизировать аустенит к  $\gamma, \varepsilon \rightarrow \alpha'$ -превращению.

В данной работе изучены фазовый состав, структура, механические свойства и характер разрушения разрывных образцов из пресс-изделий метастабильных Fe–Mn-сталей, дополнительно легированных кремнием, кобальтом и титаном, после БТМО. Деформацию методом ТГП осуществляли в интер-

вале температур  $T_{\text{ТНР}} \approx (-196)–400^\circ\text{C}$  непосредственно после охлаждения от температуры  $400^\circ\text{C}$ , что позволяло проводить ТГП и в аустенитной области ( $M_{\text{in}}^{\gamma \rightarrow \varepsilon} \approx 100^\circ\text{C}$ ).

Влияние параметров ТГП на фазовый состав метастабильных  $(\gamma + \varepsilon)\text{-Fe-Mn-сталей}$  проиллюстрировано на примере стали 05Г20С2 (рис. 1). Характер изменения фазового состава согласуется с известными данными по влиянию высоких гидростатических давлений и пластической деформации на соотношения  $\gamma$ -,  $\varepsilon$ - и  $\alpha'$ -фаз [3]. Повышение  $T_{\text{ТНР}}$  вызывает изменение вида кривой  $I$  в результате уменьшения интенсивности деформационных мартенситных превращений. Кроме того, применение ТГП подавляет тенденцию к развитию обратного  $\varepsilon \rightarrow \gamma$ -мартенситного превращения и способствует резкому снижению количества ферромагнитного ОЦК  $\alpha'$ -мартенсита. После ТГП при  $T_{\text{ТНР}} \geq 100^\circ\text{C}$  в структуре стали 05Г20С2 не обнаружено  $\alpha'$ -мартенсита деформации, а количество  $\varepsilon$ -мартенсита значительно ниже, чем в исходном состоянии после закалки и составляет  $\sim 50\text{--}10\%$  (см. рис. 1).

В процессе ТГП структура пресс-изделий метастабильных сталей типа Г20 также претерпевает существенные изменения. Структура сталей 05Г20С2 и 14Г20К2АФ после закалки состоит из пересекающихся пластин  $\varepsilon$ -мартенсита с габитусом  $\{111\}_\gamma$  и остаточного аустенита с дефектами упаковки. ТГП при  $T_{\text{ТНР}} = 20^\circ\text{C}$  приводит к искривлению и искажению прямолинейных огранок пластин  $\varepsilon$ -мартенсита, а рост количества систем плоскостей  $\{111\}_\gamma$  в локальных участках остаточного аустенита, по которым образуются эти пластины, является причиной повышения количества  $\varepsilon$ -фазы (и дефектов упаковки) и фрагментации зерен аустенита. При увеличении степени  $\varepsilon_{\text{ТНР}}$  до 30% и выше микроструктура пресс-изделий характеризуется потерей пластинчатого строения и появлением мелкодисперсной квазигомогенной структуры. Значительное искривление структурных элементов, в частности пластин  $\varepsilon$ -мартенсита, приводит к образованию «вихревой» структуры вследствие неоднородности деформации в текстурированных материалах [3].

Наряду с процессами скольжения и образования новых пластин  $\varepsilon$ -мартенсита ТГП при комнатной температуре приводит также к интенсивному двойникованию  $\varepsilon$ -фазы по  $\{1012\}_\varepsilon \langle 1011 \rangle_\varepsilon$  и образованию кристаллов ОЦК  $\alpha'$ -мартенсита. Понижение  $T_{\text{ТНР}}$  активизирует деформационное  $\gamma, \varepsilon \rightarrow \alpha'$ -мар-

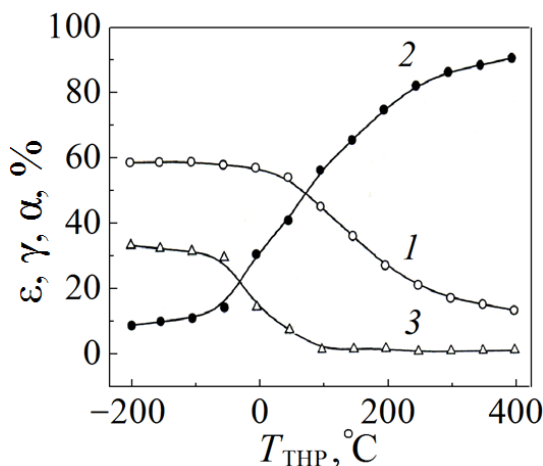


Рис. 1. Влияние БТМО на фазовый состав пресс-изделий стали 05Г20С2 ( $\varepsilon_{\text{ТНР}} = 50\%$ ): 1 –  $\varepsilon$ -фаза, 2 –  $\gamma$ -фаза, 3 –  $\alpha$ -фаза

тенситное превращение с ростом  $\epsilon_{\text{ТНР}}$ . Деформационное двойникование ГПУ  $\epsilon$ -мартенсита с образованием линзовидных  $\epsilon$ -двойников является одним из основных механизмов пластической деформации под давлением двухфазных ( $\gamma + \epsilon$ )-сталей при температурах ниже  $M_{\text{in}}^{\gamma \rightarrow \epsilon}$  и предпочтительным с точки зрения сохранения немагнитности стали [2,3].

Следовательно, интенсивное упрочнение пресс-изделий сталей 05Г20С2 и 14Г20К2АФ в процессе ТГП при температурах ниже  $M_d^{\gamma \rightarrow \epsilon}$  и  $M_{\text{in}}^{\gamma \rightarrow \epsilon}$  ( $T_{\text{ТНР}} \leq \leq 20^\circ\text{C}$ ) связано в основном с такими факторами, как: резкое повышение плотности дефектов кристаллического строения и в аустените, и в  $\epsilon$ -мартенсита; сильная фрагментация аустенитного зерна образованными в ходе ТГП пластинами  $\epsilon$ -мартенсита, имеющимися в структуре сталей после закалки и являющимися эффективным барьером на пути скользящих дислокаций; образование  $\epsilon$ -двойников и кристаллов  $\alpha'$ -мартенсита с высокой плотностью дислокаций.

Данные факторы при БТМО обуславливают формирование такой дефектной структуры [3], при которой длина свободного пробега резко уменьшается и соответственно резко повышаются прочностные свойства и снижаются пластические характеристики (рис. 2).

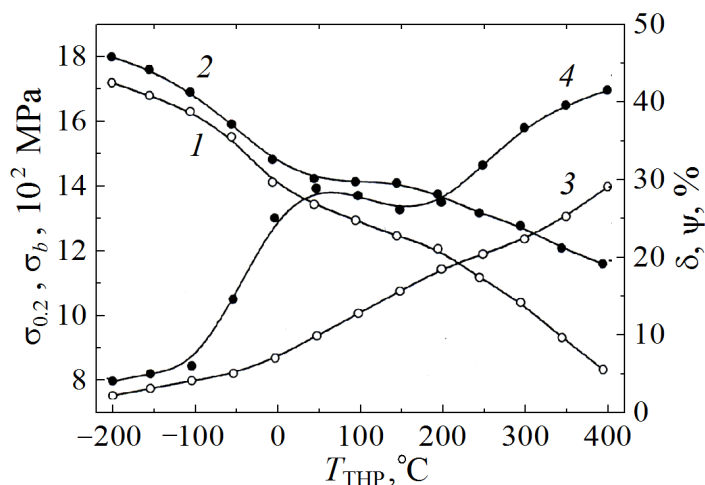


Рис. 2. Влияние БТМО на механические свойства стали 14Г20К2АФ ( $\epsilon_{\text{ТНР}} = 50\%$ ): 1 –  $\sigma_{0.2}$ , 2 –  $\sigma_b$ , 3 –  $\delta$ , 4 –  $\psi$

С ростом  $T_{\text{ТНР}}$  (выше  $-196^\circ\text{C}$ ) изменения в структуре пресс-изделий метастабильных сталей типа Г20, сформированной в процессе БТМО, проявляются в понижении уровня дефектности в  $\epsilon$ - и  $\gamma$ -фазах, уменьшении количества  $\epsilon$ -двойников  $\{1012\}_\epsilon$  и  $\alpha'$ -кристаллов. БТМО стали 14Г20К2АФ при  $T_{\text{ТНР}} = 130^\circ\text{C}$  заметно снижает интенсивность образования ферромагнитного  $\alpha'$ -мартенсита, но при этом полностью его не исключает (по данным магнитного анализа количество  $\alpha'$ -фазы в пресс-изделиях после ТГП при  $T_{\text{ТНР}} = 130^\circ\text{C}$  и  $\epsilon_{\text{ТНР}} = 30\%$  составляет  $\sim 2\%$ ) (см. рис. 1).

Структура пресс-изделий после ТГП при  $T_{\text{ТНР}} = 130^\circ\text{C}$  (в отличие от структуры после ТГП при низких температурах) свидетельствует о наличии интенсивного деформационного двойникования аустенита и появлении участков ячеистой дислокационной структуры. Дальнейшее повышение  $T_{\text{ТНР}}$  приводит к значительной трансформации структуры пресс-изделий метастабильных сталей типа Г20. Так, в процессе ТГП в условиях высоких гидростатических давлений стали 14Г20К2АФ при  $T_{\text{ТНР}} = 250^\circ\text{C}$  в аустените формируется достаточно развитая ячеистая дислокационная структура. При последующем охлаждении от температуры ТГП до комнатной в некоторых участках аустенита на фоне ячеистой структуры образуются отдельные пластины  $\varepsilon$ -мартенсита (по данным рентгеноструктурного анализа, в количестве  $\leq 20\%$ ), которые практически полностью наследуют дефектность аустенита. По сравнению с ТГП при  $T_{\text{ТНР}} \leq 130^\circ\text{C}$  дефектность аустенита после ТГП при  $T_{\text{ТНР}} = 250^\circ\text{C}$  значительно меньше, и аустенитное зерно слабее фрагментировано пластинами  $\varepsilon$ -мартенсита. Повышение  $T_{\text{ТНР}}$  до  $250^\circ\text{C}$  приводит также к исчезновению в структуре пресс-изделий ферромагнитной  $\alpha'$ -фазы.

Формирование структур теплой деформации обуславливает повышение пластических характеристик одновременно с понижением прочностных свойств по сравнению с ТГП при низких температурах. Дальнейшее повышение  $T_{\text{ТНР}}$  до  $300\text{--}400^\circ\text{C}$  способствует формированию полигональных субструктур. Необходимо отметить, что действие такого важного механизма наследования мартенситом дислокационной структуры деформированного аустенита при ТГП метастабильных сталей типа Г20 имеет особенности, связанные с параллельностью плотноупакованных плоскостей  $\{111\}_\gamma$  и  $\{0001\}_\varepsilon$  при ГЦК  $\rightarrow$  ГПУ-превращении. Вследствие этого протекание  $\gamma \rightarrow \varepsilon$ -превращения весьма чувствительно к плотности и распределению дефектов, образующихся в октаэдрических плоскостях аустенита в процессе ТГП.

Зависимость полноты  $\gamma \rightarrow \varepsilon$ -превращения от  $T_{\text{ТНР}}$  и  $\varepsilon_{\text{ТНР}}$  отражает взаимосвязь превращения с дефектностью аустенита: повышение  $T_{\text{ТНР}}$  приводит к образованию более развитой ячеистой дислокационной субструктуры аустенита, которая оказывает тормозящее действие на зарождение и рост пластин  $\varepsilon$ -мартенсита. Следовательно, особенности формирования дислокационной структуры аустенита в процессе ТГП в зависимости от  $T_{\text{ТНР}}$  связаны с температурной зависимостью энергии дефектов упаковки  $\gamma$ -фазы: при  $M_d^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$  в аустените образуются плоские дефекты упаковки, механические двойники и пластины  $\varepsilon$ -мартенсита, а при росте  $T_{\text{ТНР}}$  выше  $M_d^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$  формируется ячеистая дислокационная структура.

Таким образом, влияние структуры, сформированной при ТГП, на механические свойства метастабильных сталей типа Г20 проявляется как непосредственным образом, так и опосредованно через изменение стабильности аустенита по отношению к  $\gamma \rightarrow \varepsilon$ -превращению при последующем охлаждении. Эффект упрочнения сталей данного класса, оцениваемый по приросту

прочностных свойств по сравнению с закаленным состоянием, с ростом  $T_{\text{ТНР}}$  уменьшается, однако это в ряде случаев может компенсироваться сохранением повышенных пластических характеристик и подавлением образования ферромагнитного  $\alpha'$ -мартенсита деформации.

Изменение структуры и фазового состава пресс-изделий при ТГП проявляется также и в характере разрушения разрывных образцов метастабильных сталей типа Г20. Известно, что в процессе пластической деформации при высоких гидростатических давлениях создаются условия, которые способствуют уменьшению локальных перенапряжений, приводящих к зарождению микротрещин и последующему макроразрушению. При давлениях  $\sim 10^{-3}K$  (где  $K$  – модуль всестороннего сжатия) в деформируемом материале появляется тенденция к гомогенному образованию дефектной структуры и, как следствие, делокализации пластической деформации под давлением [3].

Микрофрактографический анализ изломов разрывных образцов сталей 05Г20С2 и 14Г20К2АФ показал, что типично вязкий характер разрушения наблюдается после ТГП при  $T_{\text{ТНР}} \approx 20^\circ\text{C}$ . Вязкое разрушение метастабильных сталей типа Г20 характеризуется ямочным строением со следами макро- и микродеформации. ТГП при  $T_{\text{ТНР}} \leq -100^\circ\text{C}$  приводит к хрупкому разрушению разрывных образцов: характер разрушения является межзерненным с преимущественным вязким микромеханизмом. Дополнительный восстановительный отпуск с целью удаления из структуры пресс-изделий  $\alpha'$ -мартенсита деформации приводит к реформированию вязкого транскристаллитного характера разрушения.

Анализ микрофрактограмм свидетельствует о наличии соответствия между изменениями структуры и фазового состава, а также между уровнем прочностных и пластических свойств и характером разрушения.

Таким образом, рассмотрение полученных экспериментальных данных показало, что оптимальным комплексом механических и служебных свойств обладает сталь 05Г20С2 после ТГП при  $T_{\text{ТНР}} = 180^\circ\text{C}$  и  $\varepsilon_{\text{ТНР}} = 30\%$ :  $\sigma_{0.2} = 1040$  МПа,  $\sigma_b = 1180$  МПа,  $\delta = 28\%$ ,  $\psi = 54\%$ .

1. *И.Н. Богачев, В.Ф. Еголаев*, Структура и свойства железомарганцевых сплавов, Металлургия, Москва (1973).
2. *М.А. Филиппов, В.С. Литвинов, Ю.Р. Немировский*, Стали с метастабильным аустенитом, Металлургия, Москва (1988).
3. *Б.М. Эфрос*, ФТВД **8**, № 2, 82 (1998).

*B.M. Efros, S.V. Gladkovski, V.S. Tytenko, N.B. Efros*

#### EFFECT OF BAROTHERMOMECHANICAL TREATMENT ON PHASE COMPOSITION, STRUCTURE AND PROPERTIES OF THE METASTABLE ( $\gamma + \varepsilon$ )-Fe–Mn STEELS

The phase composition, structure, mechanical properties and nature of the fracture of metastable steel of type G20 after barothermomechanical treatment (BTMT) were studied

with using the method of thermo-hydraulic pressing (THP) with respect to the degree and the temperature of plastic forming.

**Keywords:** iron-manganese steel type G20, structure, substructure, phase composition, mechanical properties, thermohydraulic pressing, nature of fracture

**Fig. 1.** BTMT effect on the phase composition of the press products of steel 05G20S2 ( $\varepsilon_{\text{THP}} = 50\%$ ): 1 –  $\varepsilon$ -phase, 2 –  $\gamma$ -phase, 3 –  $\alpha$ -phase

**Fig. 2.** BTMT effect on the mechanical properties of steel 14Г20К2АФ ( $\varepsilon_{\text{THP}} = 50\%$ ): 1 –  $\sigma_{0.2}$ , 2 –  $\sigma_b$ , 3 –  $\delta$ , 4 –  $\psi$