

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.15'74-194:539.4.015

ИЗМЕНЕНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА ВЫСОКОМАРГАНЦЕВЫХ СТАЛЕЙ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ

© 2022 г. М. А. Гервасьев^а, * С. Х. Эстемирова^б, А. Н. Мушников^с,
В. А. Шарапова^а, А. А. Гусев^а, М. А. Баширова^а

^аФГАОУ ВО «УрФУ им. первого Президента России Б.Н. Ельцина», ул. Мира, 19, Екатеринбург, 620002 Россия

^бИнститут металлургии УрО РАН, ул. Амундсена, 101, Екатеринбург, 620016 Россия

^сИнститут машиноведения УрО РАН, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, 620049 Россия

*e-mail: m.a.gervasyev@urfu.ru

Поступила в редакцию 17.02.2021 г.

После доработки 14.09.2021 г.

Принята к публикации 17.09.2021 г.

Исследованы высокомарганцевые стали с различным содержанием углерода, а также дополнительно легированные кремнием. В процессе деформации растяжением определены механические свойства сталей и изучено изменение их фазового состава. Рентгеноструктурным методом изучали фазовый состав сталей после закалки и после закалки с последующей деформацией. Магнитометрические измерения проводили непосредственно в процессе растяжения. Показано, что деформация по-разному влияет на фазовый состав сталей: в стали 40Г20 в результате деформации образуется небольшое количество мартенсита деформации, а в стали 25Г20С3 значительная часть аустенита преобразуется в мартенситное превращение ($\gamma \rightarrow \epsilon$).

Ключевые слова: аустенитная сталь, деформация растяжением, рентгеноструктурный анализ, магнитометрия, фазовый состав

DOI: 10.31857/S0015323022010053

ВВЕДЕНИЕ

Высокомарганцевые аустенитные стали известны более ста лет [1]. Высокомарганцевые аустенитные стали широко применяются как износостойкие материалы [2, 3]. Кроме того, они обладают высокой кавитационной стойкостью, меньшей склонностью к разбуханию при облучении и относительно низкой стоимостью [4, 5]. В последние годы интерес к таким сталям возрос, так как их начали использовать в качестве конструкционных материалов с уникальным сочетанием прочности и пластичности [6–8]. В частности, в автомобилестроении в качестве высокопрочных сталей для глубокой вытяжки [9].

Деформация высокомарганцевых сталей сопровождается значительными TRIP- и TWIP- эффектами (пластичность, наведенная превращением и пластичность, наведенная двойникованием) [10, 11]. Такие стали характеризуются низким пределом текучести, высоким деформационным упрочнением и временным сопротивлением. Деформация идет практически без образования шейки с низким сужением и относительно высоким удлинением. Это обеспечивает их высокую

пластичность и упрочнение при холодной пластической деформации.

Деформацию в Fe–Mn сталях можно осуществлять различными механизмами в зависимости от энергии дефектов упаковки (ЭДУ) – скольжением, двойникованием и образованием мартенсита деформации [12–17].

Следует отметить, что в аустенитных Fe–Mn сталях возможно образование мартенсита двух типов: ϵ -мартенсит с гексагональной решеткой и α' -мартенсит – с кубической. Различные типы мартенситов обуславливают различные структуры и деформационное упрочнение сталей [4, 5, 14].

Известно [18–22], что по магнитным характеристикам материала можно оценить содержание в нем ферромагнитных фаз (феррита, α -мартенсита закалки и α' -мартенсита деформации).

Магнитометрический метод позволяет изучать изменения фазового состава непосредственно в процессе деформации [23]. Однако подобные исследования не проводили на Fe–Mn–C-сплавах, которые являются перспективными конструкционными материалами.

Таблица 1. Химический состав исследованных сталей, вес. %

Сталь	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
40Г20	0.40	0.22	20.04	0.015	0.017	1.10	0.13
25Г20С3	0.25	3.15	20.65	0.018	0.018	1.07	0.19

Таблица 2. Механические свойства исследованных сталей

Сталь	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %
40Г20	270	780	38	24
25Г20С3	320	850	30	17

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Для исследования были взяты две аустенитные высокомарганцевые стали 40Г20 и 25Г20С3 (табл. 1). Различное содержание углерода и дополнительное легирование кремнием позволили получить стали с различной энергией дефектов упаковки (ЭДУ), что изменяет механизм деформации сталей [12, 15, 16]. По литературным данным ЭДУ [10, 12, 13] исследованных сталей со-

ставляет примерно 20 МДж/м² для стали 40Г20 и 13 МДж/м² для стали 25Г20С3.

Изменение фазового состава в исходном состоянии (закалка от 1050°C в воде) и после растяжения изучали методом фазового рентгеноструктурного анализа (РСА) на рентгеновском дифрактометре XRD-7000. Идентификацию фаз проводили с использованием базы данных PDF-2 международного центра по дифракционным данным ICDD (The International Centre for Diffraction Data). Кроме того, непосредственно в процессе растяжения проводили магнитометрические исследования на установке Remagraph C-500 и по этим данным рассчитывали количество магнитной фазы.

Механические испытания образцов проводили на установке Tinius Olsen SL-60 при комнатной температуре.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

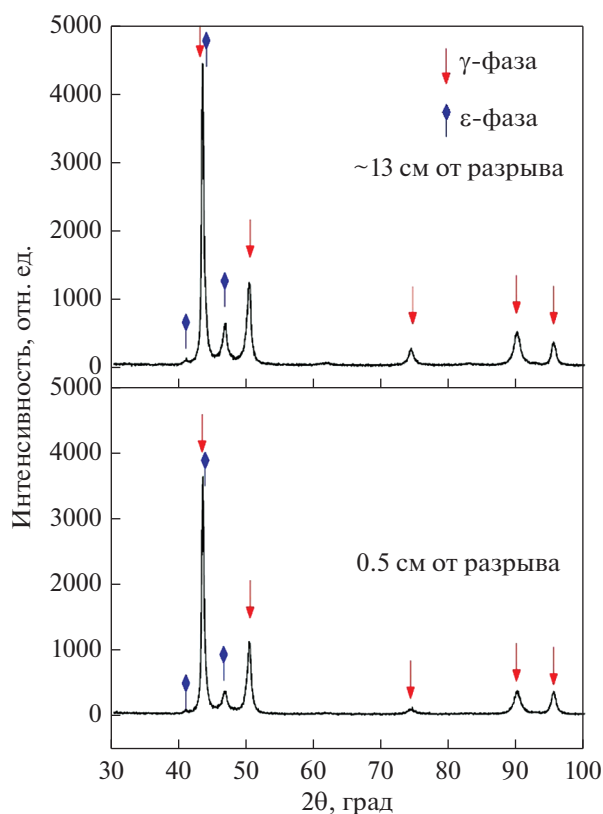
Рентгеноструктурный фазовый анализ показал, что обе исследованные стали после закалки от 1050°C в воду (исходное состояние) имеют аустенитную структуру. При этом в стали 25Г20С3 обнаружены следы ϵ -фазы (~1%), которая могла появиться при изготовлении образцов.

Проведение испытаний на растяжение позволили получить следующие механические свойства (табл. 2). Исследуемые стали обладают высокой пластичностью, деформация начинается при относительно низких напряжениях, а разрушение происходит при относительно высоких. Это говорит о высоком деформационном упрочнении исследуемых сталей. Однако в этих сталях деформация осуществляется разными механизмами, что обеспечивает различие в уровне механических свойств [17]. Для исследуемых сталей наблюдается большое равномерное удлинение, образцы разрушаются практически без образования шейки (TRIP и TWIP эффекты). Об этом же свидетельствует низкий уровень сужения.

После разрушения методом рентгеноструктурного анализа получены дифрактограммы в различных местах образцов – в непосредственной близости от места разрушения и на расстоянии 13 см от него (рис. 1 и 2).

По результатам рентгеноструктурно фазового анализа определен фазовый состав исследованных высокомарганцевых сталей после растяжения. Результаты проведенного эксперимента представлены в табл. 3.

Химический состав сталей резко изменяет фазовый состав после деформации. Это говорит о смене механизма деформации. В стали 40Г20 обнаружено небольшое количество ϵ -мартенсита (6%). В стали 25Г20С3 значительная часть аустенита превращается в ϵ -фазу. В стали 25Г20С3

**Рис. 1.** Дифрактограмма для стали 40Г20 после растяжения.

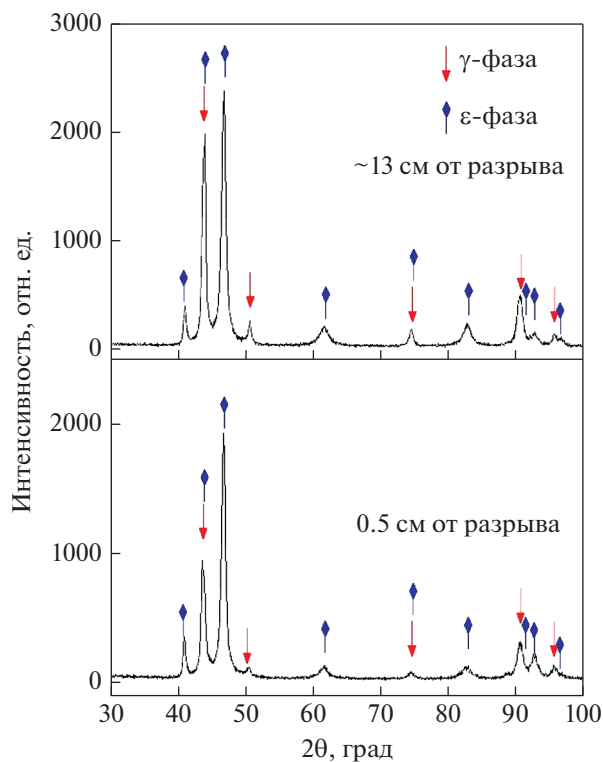


Рис. 2. Дифрактограмма для стали 25Г20С3 после растяжения.

происходит интенсивное образование ε-мартенсита деформации (90–95%).

Следует отметить, что фазовый состав в различных местах образца после деформации практически одинаковый, что говорит о равномерном протекании деформации по всей длине образца вследствие пластичности, наведенной превращением или двойникованием. Методами рентгеноструктурного анализа наличие α'-мартенсита после деформации не обнаружено. Это связано с тем, что после деформации линии на дифрактограмме существенно уширены и не позволяют определить небольшое количество α'-фазы.

Для определения количества магнитной α'-фазы были проведены магнитометрические исследования непосредственно в процессе растяжения. В каждый момент испытания были построены петли магнитного гистерезиса (начальные и конечные петли приведены на рис. 3).

Коэрцитивная сила является основной структурно чувствительной магнитной характеристикой. Определены основные магнитные характеристики материала: коэрцитивная сила (H_c), остаточная индукция (B_r) и намагниченность насыщения (M_s). Результаты сведены в табл. 4.

Видно, что коэрцитивная сила существенно выше в стали 25Г20С3 по сравнению со сталью 40Г20. Это связано с образованием при деформа-

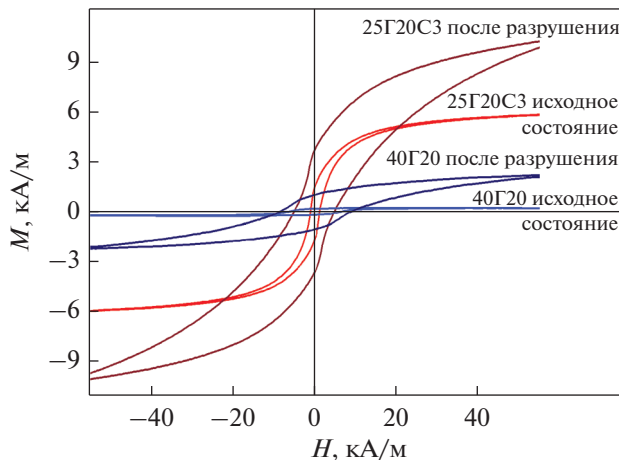


Рис. 3. Петли магнитного гистерезиса для исходного состояния сталей и после разрушения.

ции в первой стали большого количества ε-мартенсита и связанной с этим высокой концентрацией дефектов в металле.

Рост остаточной индукции при деформации обусловлен, главным образом, увеличением процентного содержания магнитной фазы. Для анализа свойств этой фазы можно рассмотреть такой параметр, как отношение остаточной индукции к намагниченности насыщения. Из таблицы следует, что исходно это отношение несколько выше в стали 40Г20. Это может быть связано с влиянием на магнитные свойства неферромагнитных фаз (γ и ε).

Намагниченность насыщения в стали 25Г20С3 также выше на всех стадиях деформации.

По результатам испытаний с учетом магнитных характеристик материала была рассчитана концентрация P магнитной фазы – α-мартенсита:

$$P = \frac{M_s}{M_{mag}} \times 100\%, \quad (1)$$

где M_{mag} обозначает теоретическую намагниченность насыщения, которую имел бы материал, состоящий из одной только ферромагнитной фазы. В [21, 22] предложена эмпирическая формула величины удельной намагниченности насыще-

Таблица 3. Фазовый состав сталей после деформации, об. %

Сталь	Место выреза образца относительно разрыва	γ	ε
40Г20	13 см	94	6
	0.5 см	94	6
25Г20С3	13 см	10	90
	0.5 см	5	95

Таблица 4. Изменение магнитных характеристик сталей при деформации

Деформация, %	H_c , А/см	B_r , Тл	M_s , А/м	$B_r/(\mu_0 M_s)$
Сталь 40Г20				
0	1.8	2.28×10^{-4}	2.43×10^2	0.75
0.1	1.8	2.31×10^{-4}	2.78×10^2	0.66
7.3	2.8	3.92×10^{-4}	8.79×10^2	0.35
14.2	3.7	5.52×10^{-4}	1.36×10^3	0.32
27.3	6.7	1.12×10^{-3}	2.76×10^3	0.32
37.9	9.7	1.78×10^{-3}	3.10×10^3	0.46
Сталь 25Г20С3				
0	7.3	1.96×10^{-3}	5.92×10^3	0.26
9.9	7.1	3.13×10^{-3}	6.56×10^3	0.38
14.4	7.7	3.53×10^{-3}	7.70×10^3	0.37
22.3	9.7	4.78×10^{-3}	1.08×10^4	0.35
29.9	13.4	7.13×10^{-3}	1.58×10^4	0.36

ния многокомпонентного сплава, которая выражается через его химический состав:

$$M_{\text{mag}} = 1.72 \times 10^6 - 2.19 \times 10^4 (\text{Cr}) - 2.63 \times 10^4 (\text{Ni}) - 2.23 \times 10^4 (\text{Mn}) - 4.85 \times 10^4 (\text{Si}) - 3.98 \times 10^4 (\text{P}) - 7.96 \times 10^3 (\text{C}) \pm 2.39 \times 10^4 \text{ А/м}, \quad (2)$$

где в скобках указано процентное содержание химических элементов, находящихся в твердом растворе исследуемого сплава.

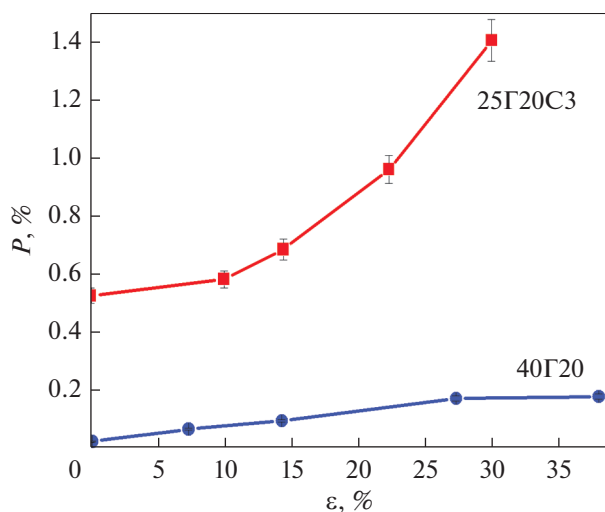


Рис. 4. Изменение количества магнитной фазы в процессе растяжения.

Для стали 40Г20 по формуле (2) получим $M_{\text{mag}} = 1.23 \times 10^6$ А/м, для стали 25Г20С3 – $M_{\text{mag}} = 1.08 \times 10^6$ А/м.

Изменение количества α -фазы приведено на рис. 4. Из рисунка видно, что при стандартных механических испытаниях образуется очень небольшое количество магнитной фазы. Существенно больше этой фазы образуется в стали 25Г20С3 (до 1.5%). Из литературы известно [4, 5], что α' -мартенсит в высокомарганцевых сталях образуется на месте ϵ -мартенсита. В настоящей работе установлено, что при относительно невысоких степенях деформации при одноосном растяжении в стали с пониженной энергией дефектов упаковки 25Г20С3 образуется большое количество ϵ -мартенсита (90%). В стали 40Г20 количество α' -мартенсита невелико (менее 0.2%).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведенные в работе магнитометрические исследования непосредственно при растяжении и рентгеноструктурные – до и после тестовых испытаний – позволили уточнить особенности протекания фазовых превращений в процессе деформации Fe–Mn–Si–C сплавов.

В аустенитной стали 40Г20 при деформации происходит образование ϵ -мартенсита деформации в относительно небольшом количестве 6%. Образование α -мартенсита деформации, обнаружено в очень малом количестве (0.2%).

В стали 25Г20С3 происходит интенсивное образование ϵ -мартенсита деформации (90–95%), а также образуется α' -мартенсит деформации (1.5%).

Количество α' -мартенсита деформации пропорционально количеству ϵ -мартенсита, что является подтверждением последовательности образования фаз при растяжении $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$.

Исследование фазового состава рядом с изломом и на значительном расстоянии от него показало практически одинаковый фазовый состав сталей. Это свидетельствует о равномерной деформации по длине образца, что является следствием пластичности, наведенной превращением или двойникованием.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Hadfield R.A.* Hadfield's manganese steel // *Science*. 1888. V. 12. № 306. P. 284–286.
2. *Филиппов М.А., Филипенков А.А., Плотников Г.М.* Износостойкие стали для отливок. Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2009. 358 с.
3. *Коришунов Л.Г.* Структурные превращения при трении и износостойкость аустенитных сталей // *ФММ*. 1992. № 8. С. 3–21.
4. *Богачев И.Н., Еголаев В.Ф.* Структура и свойства железомарганцевых сплавов. М.: Металлургия, 1973. 295 с.
5. *Сагарадзе В.В., Уваров А.И.* Упрочнение и свойства аустенитных сталей. Екатеринбург: РИО УрО РАН, 2013. 720 с.
6. *Bouaziz O., Zurob H., Chehab B., Embury J.D., Allain S., Huang M.* Effect of chemical composition on work hardening of Fe–Mn–C TWIP-steels // *Mater. Sci. Tech.* 2011. V. 27. № 3. P. 707–709.
7. *Liang X., McDermid J.R., Bouaziz O., Wang X., Embury J.D., Zurob H.S.* Microstructural evolution and strain hardening of Fe–24Mn and Fe–30Mn alloys during tensile deformation // *Acta Mater.* 2009. V. 57. № 13. P. 3978–3988.
8. *Эскандариа М., Мохтади–Бонабс М.А., Зарей–Ханзакид А., Шпунар Дж.А., Басу Р.* Эволюция текстуры и микроструктуры растяжением высокомарганцевой стали на ранней стадии рекристаллизации // *ФММ*. 2019. Т. 120. № 1. С. 34–43.
9. *Пышминцев И.Ю.* Упрочнение листовых сталей для холодного формоизменения. Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2004. 160 с.
10. *Koyamata M., Sawaguchi T., Lee T., Lee Ch.S., Tsuzaki K.* Work hardening associated with ϵ -martensitic transformation, deformation twinning and dynamic strain aging in Fe–17Mn–0.6C and Fe–17Mn–0.8C TWIP steels // *Mat. Sci. Eng. A*. 2011. V. 528. № 24. P. 7310–7316.
11. *De Cooman B.C., Estrin Yu., Kim S.K.* Twinning induced plasticity (TWIP) steels // *Acta Mater.* 2018. V. 142. P. 283–362.
12. *Pierce D.T., Jimenez J.A., Bentley J., Raabe Dierk, Wittig J.E.* The influence of stacking fault energy of the microstructural and strain hardening evolution of Fe–Mn–Al–Si steels during tensile deformation // *Acta Mater.* 2015. V. 100. P. 178–190.
13. *Curtze S., Kuokkala V.-T.* Dependence of tensile deformation behavior of TWIP steels on stacking fault energy, temperature and strain rate // *Acta Mater.* 2010. V. 58. № 15. P. 5129–5141.
14. *Talonen J., Aspegren P., Hanninen H.* Comparison of Different Methods for Measuring Strain Induced Martensite Content in Austenitic Steels // *Materials Science and Technology*. 2004. V. 20. P. 1506–1512.
15. *Kim J.K., De Cooman B.C.* Stacking fault energy and deformation mechanisms in Fe–xMn–0.6C–yAl TWIP steel // *Mat. Sci. Eng. A*. 2016. V. 676. P. 216–231.
16. *Pierce D.T., Bentley J., Jimenez J.A., Witting J.E.* Stacking fault energy of measurements of Fe–Mn–Al–Si austenitic twinning induced plasticity steels // *Scripta Mater.* 2012. V. 66. P. 753–756.
17. *Гервасьев М.А., Хотинов В.А., Озерец Н.Н., Хадыев М.С., Баширова М.А., Гусев А.А.* Изменение микроструктуры и деформационное упрочнение высокомарганцевых сталей при растяжении // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2020. № 3. С. 3–6.
18. *Мухеев М.Н., Горкунов Э.С.* Магнитные методы структурного анализа и неразрушающего контроля. М.: Наука, 1993. 252 с.
19. *Огнева М.С., Ригмант М.Б., Казанцева Н.В., Давыдов Д.И., Корх М.К.* Влияние мартенсита деформации на электрические и магнитные свойства пластически деформированных хромоникелевых сталей // *Дефектоскопия*. 2017. № 9. С. 35–43.
20. *Корх М.К., Ригмант М.Б., Сажина Е.Ю., Кочнев А.В.* Измерение содержания ферромагнитной фазы по магнитным свойствам в двухфазных хромоникелевых сталях // *Дефектоскопия*. 2019. № 11. С. 32–44.
21. *Merinov P., Entin S., Beketov B., Runov A.* The magnetic testing of the ferrite content of austenitic stainless steel weld metal // *NDT International*. 1978. V. 11. P. 9–14.
22. *Меринов П. Е., Мазена А. Г.* Определение мартенсита деформации в сталях аустенитного класса магнитным методом // *Заводская лаборатория*. 1997. № 3. С. 47–49.
23. *Горкунов Э.С., Gladkovskiy C.B., Zadvorkin C.M., Митропольская С.Ю., Вичужанин Д.И.* Эволюция магнитных свойств Fe–Mn и Fe–Mn–Cr сталей с различной стабильностью аустенита при упруго-пластической деформации // *ФММ*. 2008. Т. 105. № 4. С. 371–378.