

PACS: 81.40.-z, 81.40.Vw

Б.М. Эфрос¹, О.В. Прокофьева¹, С.В. Гладковский², Л.В. Лоладзе¹,
В.Р. Бараз²

ВЛИЯНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ НА РАЗУПЛОТНЕНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ С МЕТАСТАБИЛЬНОЙ СТРУКТУРОЙ

¹Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
ул. Р. Люксембург, 72, г. Донецк, 83114, Украина

²Уральский государственный технический университет
ул. Мира, 19, г. Екатеринбург, 620002, Россия

Изучены структурные и фазовые превращения в метастабильных аустенитных сталях на основе Fe–Cr–Ni- и Fe–Mn–Cr-твердых растворов при термомеханической обработке (ТМО). Реализация данных превращений в исследованных сталях с метастабильным аустенитом при пластической деформации под давлением и/или отпуске в цикле ТМО сопровождается повышением комплекса механических свойств.

Введение

Для слабостареющих нержавеющей сталей эффективным способом достижения высоких значений прочностных свойств является ТМО [1]. В этой связи в работе изучены деформационно-мартенситные превращения (ДМП) в сталях на основе системы Fe–Cr–Ni(Mn) с разной стабильностью аустенита при деформации в цикле ТМО.

Материалы и методы исследования

Объектами исследования служили как сталь 01X18H10Г3С2М2 (ЗИ98) со стабильным аустенитом, так и стали 01X17H8Г2С1.5 (ЗИ126) и 03Г21Х13 с метастабильным аустенитом. Предварительную пластическую деформацию сталей в цикле ТМО осуществляли методами холодного волочения и гидроэкструзии (ГЭ).

В работе исследовали структурно-фазовое состояние указанных сталей в зависимости от степени пластической деформации и последующего отпуска с помощью рентгеноструктурного анализа, дилато- и волюмометрии, а также испытаний на растяжение стандартных образцов.

Результаты эксперимента и обсуждение

Для нержавеющей сталей с различной стабильностью аустенита достижение высоких значений прочности обеспечивается ТМО. Ведущая роль ее заключительной операции (отпуска) проявляется в этих сталях благодаря структурным изменениям, подготовленным предшествующим деформированием [1,2].

Эффективность ТМО сталей данного класса тесно связана с проблемой стабильности γ -твердого раствора и полнотой протекания ДМП. При этом существует прямая зависимость интенсивности упрочнения от объемной доли α -фазы деформации. Наиболее продуктивно присутствие α -мартенсита сказывается при отпуске.

В цикле ТМО аустенитных сталей важная роль пластического деформирования представляется вполне очевидной. При этом необходимо учитывать, что пластическая деформация является одновременно причиной возникновения в материале несплошностей, эволюция которых способна привести к необратимому разрыхлению и последующему разрушению.

На рис. 1 для исследованных сталей ЗИ98 и ЗИ126 приведены кривые, описывающие зависимость показателя поврежденности ω от величины деформации при волочении. Видно, что характер изменения ω связан со стабильностью γ -фазы по отношению к ДМП, протекающему в ходе пластического течения.

Таким образом, полученные результаты свидетельствуют, что при холодном волочении наблюдается процесс накопления несплошностей, который более активен при деформации метастабильной стали ЗИ126. В ней с большей вероятностью могут быть получены критические значения показателя поврежденности ω_{cr} [3].

Необходимо отметить, что эффективность накопления поврежденности в металлических материалах может быть ослаблена за счет регулирования реализуемой схемы напряженного состояния при деформации [4].

Для наиболее известных способов обработки металлов давлением [5] низкие значения показателя напряженного состояния η ($\eta = \sigma/T$, где σ – среднее

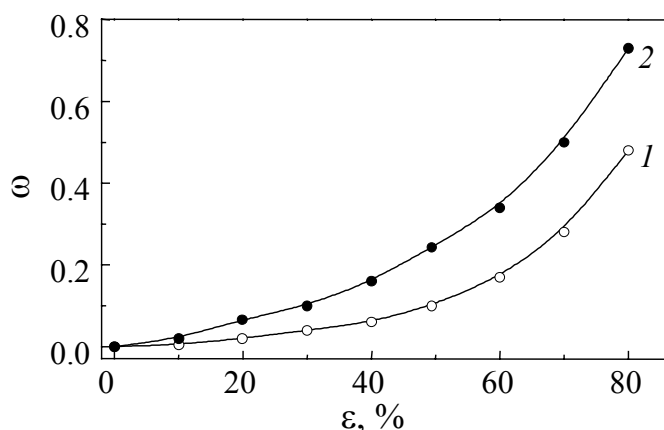


Рис. 1. Накопление поврежденности ω в процессе холодного волочения сталей ЗИ98 (1) и ЗИ126 (2)

гидростатическое напряжение ($\sigma = -P$, T – интенсивность касательных напряжений) достигаются при использовании технологий деформирования под давлением, например ГЭ. Для указанного способа нагружения $\eta \approx (-6.0)–(-1.15)$, в то время как для схемы обычного волочения $\eta \approx (-1.15)–0.5$ [4].

На рис. 2 представлены зависимости изменения предела прочности σ_B , плотности ρ , а также объемной доли α -мартенсита от степени деформации ε при холодном волочении метастабильной стали ЗИ126.

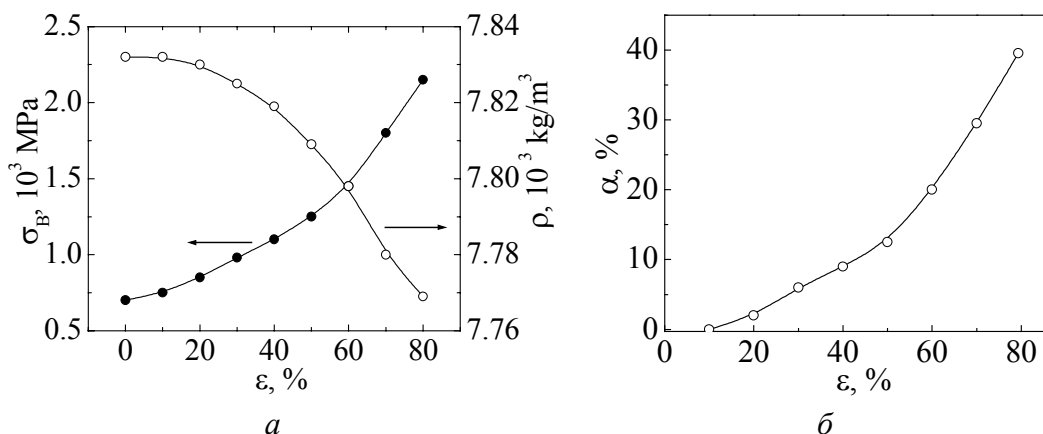


Рис. 2. Изменение предела прочности σ_B , плотности ρ (а) и количества α -мартенсита (б) в зависимости от степени деформации ε при холодном волочении метастабильной стали ЗИ126

В результате холодного волочения стали ЗИ126 со степенью обжатия $\varepsilon \approx 80\%$ предел прочности σ_B увеличивается примерно в 3 раза. При этом количество α -мартенсита деформации достигает $\sim 40\%$. Одновременно наблюдается разрыхление стали, о чем свидетельствует снижение плотности ρ . Изменение указанных характеристик для степени обжатия $\varepsilon = 80\%$ при последующем отпуске стали ЗИ126 (нагрев холоднодеформированных образцов проводился в интервале температур $T = 0–1000^\circ\text{C}$ с выдержкой 1 h) приведено на рис. 3.

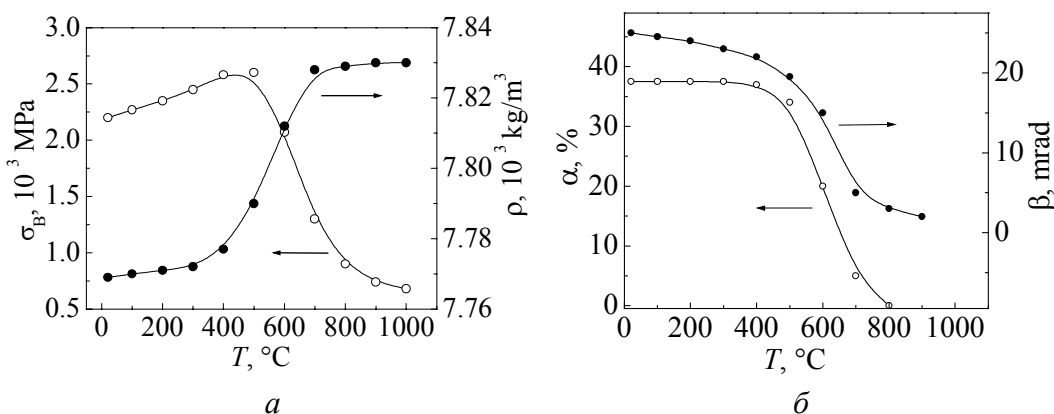


Рис. 3. Влияние температуры отпуска T на изменение предела прочности σ_B и плотности ρ (а), а также объемной доли α -мартенсита деформации и физической ширины рентгеновской линии (220) $_{\gamma}$ β (б) в стали ЗИ126

Видно, что восстановление ρ в ходе последующего отпуска происходит в температурном интервале $\Delta T \approx 400\text{--}700^\circ\text{C}$. При этом можно отметить, что дальнейшее повышение температуры отпуска практически не изменяет величину плотности.

Анализ полученных результатов свидетельствует, что в процессе ТМО метастабильной стали ЗИ126 наиболее высокий уровень прочностных свойств достигается при последующем отпуске в интервале $\Delta T \approx 500^\circ\text{C}$ (рис. 3). Наблюдаемое уменьшение плотности $\Delta\rho \approx 0.7\%$ (см. рис. 2) отражает развивающийся процесс разрыхления в результате формирования и эволюции дефектной структуры. Изменение величины ρ следует связать, по-видимому, в основном с образованием упругоравновесных субмикротрещин, возникающих в вершинах дислокационных скоплений, и появлением α -мартенсита деформации [6]. Поскольку отпуск стали ЗИ126 приводит к полному восстановлению исходной величины ρ , можно считать, что процесс разрыхления не выходил за пределы докритического роста микротрещин. Кроме того, эффект восстановления ρ дополнительно усиливается протекающим обратным $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращением.

Как было отмечено выше, способность аустенитных сталей (особенно с метастабильной γ -фазой) к накоплению несплошностей может регулироваться путем выбора такой схемы деформирования, при которой доминирующими становятся сжимающие напряжения.

В этой связи в работе были выполнены эксперименты по деформированию методами ГЭ и одноосного растяжения (для сравнения) метастабильной аустенитной стали 03Г21Х13. Результаты данных исследований, характеризующие фазовый состав и механические свойства в исходном состоянии (закалка от 1050°C) и после ГЭ со степенью обжатия $\varepsilon = 30\%$, приведены на рис. 4.

Видно, что после ГЭ сталь 03Г21Х13 испытывает активное ДМП (прирост ε -фазы составляет 56% , а α -мартенсита – 7%).

В то же время после деформации растяжением сталь 03Г21Х13 при сопоставимой полноте развития $\gamma \rightarrow \varepsilon$ -ДМП характеризуется более высокой интенсивностью образования α -мартенсита ($C_\alpha \approx 14\%$). Наблюдаемое снижение содержания α -мартенсита после ГЭ можно отнести за счет эффекта подавления γ , $\varepsilon \rightarrow \alpha$ -превращения при деформации под давлением. Необходимо отметить, что дополнительный вклад в упрочнение метастабильной стали 03Г21Х13 при ГЭ может быть вызван образованием деформационных двойников в γ - и ε -фазах.

Выводы

Для аустенитных сталей на основе системы Fe–Cr–Ni эффективным способом достижения высоких значений прочностных свойств является ТМО. Однако при пластической деформации в цикле ТМО наблюдается разрыхление аустенитных сталей вследствие накопления несплошностей (микропор и микротрещин), которое заметнее проявляется в сталях с метастабильным аустенитом.

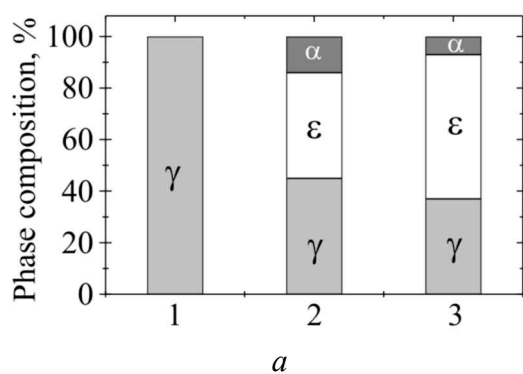
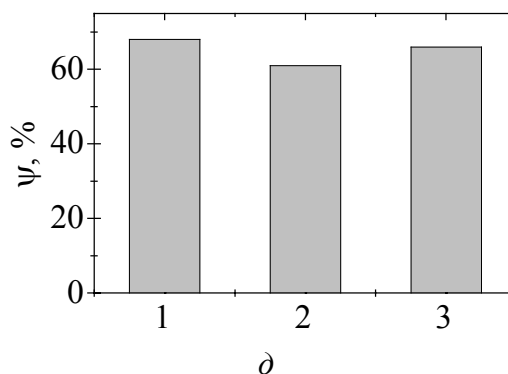
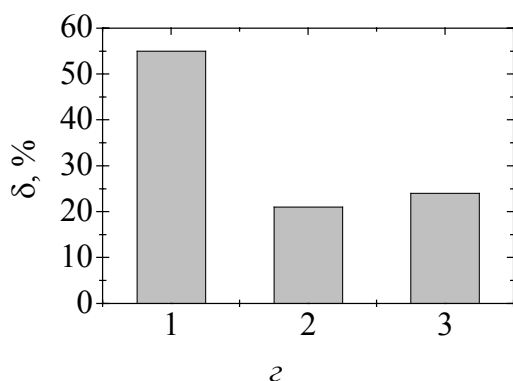
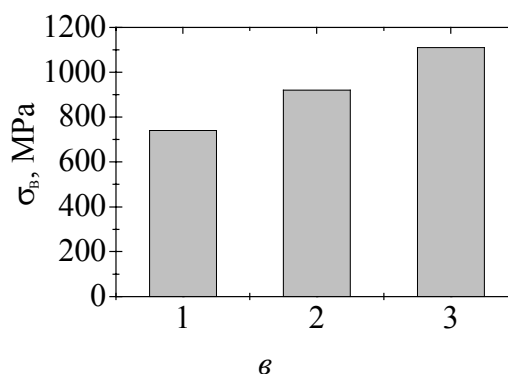
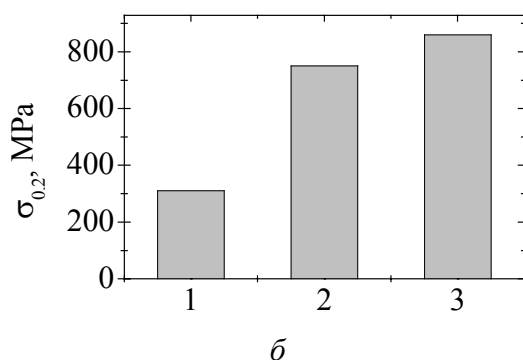


Рис. 4. Влияние пластической деформации на фазовый состав (а) и механические свойства (б–д) стали 03Г21Х13 ($T_{\text{def}} = 20^\circ\text{C}$): 1 – исходное состояние; 2 – растяжение ($\epsilon = 30\%$); 3 – ГЭ ($\epsilon = 30\%$)



В этой связи более эффективно осуществлять деформацию под давлением, например ГЭ.

Более высокая интенсивность деформационного упрочнения при ГЭ метастабильной стали на основе системы Fe–Cr–Mn связывается с реализацией мартенситного $\gamma \rightarrow \epsilon$ -ДМП и активизацией процессов деформационного двойникования в ϵ - и γ -фазах.

1. С.В. Грачев, В.Р. Бараз, Теплостойкие коррозионно-стойкие пружинные стали, Металлургия, Москва (1979).
2. В.Р. Бараз, МиТОМ № 10, 17 (1987).
3. А.А. Богатов, О.И. Мижирецкий, С.В. Смирнов, Ресурс пластичности металлов при обработке давлением, Металлургия, Москва (1984).
4. Б.И. Береснев, К.И. Езерский, Е.В. Трушин, Б.И. Каменецкий, Высокие давления в современных технологиях обработки материалов, Наука, Москва (1988).

5. Я.Е. Бейгельзимер, В.Н. Варюхин, Б.М. Эфрос, Физическая механика гидростатической обработки материалов, ДонФТИ НАН Украины, Донецк (2000).
6. Б.М. Эфрос, ФТВД **8**, № 2, 82 (1998).

В.М. Efros, O.V. Prokofyeva, S.V. Gladkovskii, L.V. Loladze, V.R. Baraz

EFFECT OF STRESS-STRAIN STATE ON FRACTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF METASTABLE STEELS

The deformation structure and phase transformations in metastable austenitic steels based on Fe–Cr–Ni- and Fe–Mn–Cr-solid solutions at thermomechanical treatment are studied. The realization of these transformations in the investigated metastable austenitic steels at plastic deformation and tempering in the whole cycle of thermomechanical treatment is accompanied by the changes of their mechanical properties.

Fig. 1. Accumulation of structure damage ω during cold drawing of steels 3И98 (1) and 3И126 (2)

Fig. 2. Changes in ultimate strength σ_B , density ρ (a) and quantity of α -martensite (δ) depending on degree of deformation ε at cold drawing of metastable steel 3И126

Fig. 3. Influence of tempering temperature T on changes in ultimate strength σ_B and density ρ (a), as well as on volume fraction of deformation α -martensite and physical width of the $(220)_\gamma$ X-ray line (δ) in steel 3И126

Fig. 4. Influence of plastic deformation on phase composition (a) and mechanical properties (δ – δ) of steel 03Г21Х13 ($T_{\text{def}} = 20^\circ\text{C}$): 1 – initial state; 2 – tension ($\varepsilon = 30\%$); 3 – HE ($\varepsilon = 30\%$)