

PACS: 64.60.My, 81.30.Kf, 81.40.-z

Б.М. Эфрос¹, С.В. Гладковский², Н.Б. Эфрос¹, В.С. Тютенко¹

ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СТАЛЕЙ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ

¹Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина

²Уральский государственный технический университет, Екатеринбург, Россия

Статья поступила в редакцию 25 июня 2019 года

Изучены деформационные структурные и фазовые превращения в метастабильных аустенитных сталях на основе твердых растворов Fe–Cr–Ni и Fe–Mn–Cr при термомеханической обработке. Реализация данных превращений в исследованных сталях с метастабильным аустенитом при пластической деформации и старении в цикле термомеханической обработки сопровождается изменением их механических свойств.

Ключевые слова: метастабильные аустенитные стали, деформация, старение, фазовый состав, механические свойства

Для слабостареющих аустенитных сталей достижение высоких значений прочности обеспечивается термомеханической обработкой, включающей значительную пластическую деформацию, полученного при закалке пересыщенного γ -твердого раствора и последующим старением. В данных сталях ведущая роль заключительной операции старения проявляется благодаря структурным изменениям, подготовленным предшествующим деформированием. Подобные материалы представляют собой особую группу деформационно-стареющих сплавов, в которых высокий уровень механических свойств формируется в результате совмещения двух технологических операций – пластической деформации и старения. Известным примером таких сталей являются аустенитные нержавеющие стали, содержащие 16–18% Cr и 8–12% Ni, дополнительно легированные другими элементами (Mn, Mo, Ti, V, Si), а также, как правило, углерод или азот в количестве не более 0.2% [1].

Важной особенностью деформационного старения является процесс взаимодействия примесных атомов с дислокациями, размноженными в ходе пластической деформации. В результате происходит перераспределение атомов растворенных компонентов в матричной фазе и наблюдается их предпочтительное размещение на дефектах кристаллического строения. Тем самым после деформационного старения распределение примесных атомов в основном соответствует характеру дислокационной структуры, сформировавшейся в

процессе предшествующей пластической деформации. Подобные эффекты хорошо известны для сталей с ОЦК-решеткой [2]. Указанная особенность отличает и аустенитные стали, при этом существенная роль в распаде твердого раствора, как и для сталей с ОЦК-решеткой, отводится атомам внедрения (углерод, азот). На ранней стадии деформационного старения в результате взаимодействия с дислокациями они формируют сегрегации и вызывают концентрационное расслоение твердого раствора. В дальнейшем возникшие сегрегации становятся преимущественно центрами зарождения частиц избыточных фаз. Для появления последних образовавшиеся скопления внедренных атомов необходимо обеспечить диффузией атомов замещения [3].

Эффективность термомеханического упрочнения аустенитных сталей тесно связана с проблемой стабильности γ -твердого раствора и возможностью формирования мартенсита в процессе пластической деформации. При этом существует прямая зависимость интенсивности такого упрочнения от объемной доли образовавшейся α -фазы. Однако влияние мартенсита на различных этапах термомеханической обработки проявляется неодинаково. Наиболее продуктивно присутствие мартенсита сказывается на заключительном этапе упрочняющей обработки при старении. Подобный эффект обусловлен тем, что наличие гетерофазной структуры изменяет термодинамические и кинетические условия распада. Мартенсит деформации является фазой, менее структурно равновесной, и в нем активнее протекают диффузионные процессы, вызывающие образование сегрегаций и последующее выделение частиц.

В технологическом цикле упрочняющей обработки деформационно-старяющихся аустенитных сталей важная роль пластического деформирования представляется вполне очевидной. При этом необходимо учитывать, что пластическая деформация является одновременно причиной возникновения несплошностей в материале, эволюция которых способна привести к необратимому разрыхлению и последующему разрушению. Поэтому влияние деформационного фактора на структурное состояние высокопрочных аустенитных сталей целесообразно учитывать при разработке оптимальных условий термомеханического упрочнения.

На рис. 1 для двух аустенитных сталей на основе твердого раствора Fe–Cr–Ni–Mn приведены так называемые кривые поврежденности, описывающие зависимость показателя поврежденности от величины деформации.

Данные стали различаются стабильностью γ -фазы по отношению к мартенситному превращению, протекающему в ходе пластического течения. Сталь ЗИ98 (ее состав, %: 0.11 C, 18.3 Cr, 10.0 Ni, 3.15 Mn, 1.94 Si, 2.0 Mo) относится к группе стабильных аустенитных сталей, в то время как сталь ЗИ126 (0.12 C, 16.7 Cr, 8.0 Ni, 2.0 Mn, 1.4 Si, добавки Mo и V) благодаря меньшей концентрации никеля и марганца имеет метастабильный аустенит и способна испытывать мартенситное $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение в процессе пластической деформации. Обе стали в виде проволочных заготовок диаметром 5.0 mm подвергали

предварительной закалке от 1100°C на пересыщенный γ -твердый раствор и последующему холодному волочению с суммарной степенью деформации ε до 80%.

Согласно феноменологической теории разрушения [4] показатель ω дает количественную оценку степени разрыхления металла вследствие появления в нем при деформации дефектов кристаллической решетки на разных масштабных и структурных уровнях. Предполагается, что до деформации (исходное состояние) показатель $\omega = 0$, а при деформации в момент разрушения достигает величины $\omega = 1$. При этом вводится понятие о критическом значении показателя $\omega = \omega_{cr}$, при достижении которого степень накопления несплошностей принимает необратимый характер – последующая смягчающая термическая обработка не в состоянии полностью устранить деформационное разрыхление. Конкретное значение ω_{cr} является функцией структурного состояния металла и условий его деформирования. Оно может изменяться в некоторых пределах. Для большинства металлических материалов $\omega_{cr} = 0.5-0.7$. При холодном волочении в обеих сталях протекает процесс накопления несплошностей, который более интенсивно развивается в метастабильной стали ЗИ126. Эта сталь испытывает деформационное мартенситное превращение, и, следовательно, в ней с большей вероятностью может быть получено критическое значение показателя поврежденности ω_{cr} (см. рис. 1).

Необходимо отметить, что эффективность накопления поврежденности в металлических материалах может быть ослаблена регулированием реализуемой схемы напряженного состояния при деформации [4]. Так, например, переход от обычного волочения к волочению в условиях высокого гидростатического давления с преобладанием доли сжимающих напряжений (метод гидродинамического волочения) способствует подавлению процесса разрыхления и активизации процесса залечивания микронесплошностей [5]. Для наиболее известных способов обработки металлов давлением низкие значения показателя напряженного состояния η (где значение $\eta = \sigma/T$ представляет собой отношение среднего гидростатического напряжения ($\sigma = -P$) к интенсивности касательных напряжений T) достигаются при использовании технологий гидродинамического волочения и гидроэкструзии. Для указанных способов нагружения показатель $\eta \approx -6.0-1.15$, в то время как для схемы обычного волочения величина $\eta \approx -1.15-0.5$ [4].

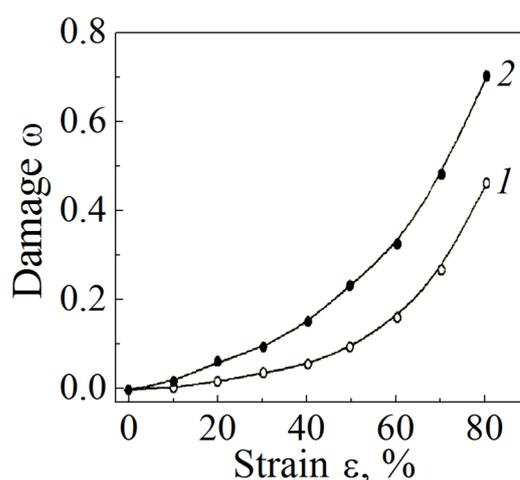


Рис. 1. Накопление поврежденности ω в процессе холодного волочения аустенитных Fe–Cr–Ni–Mn-сталей: 1 – стабильная ЗИ98, 2 – метастабильная ЗИ126

На рис. 2 представлены зависимости изменения предела прочности σ_b , плотности ρ , а также объемной доли мартенсита деформации α от степени деформации ε при холодном волочении метастабильной аустенитной стали ЗИ126. В результате волочения предел прочности σ_b холоднодеформированной проволоки из этой стали после обжатия ε на 80% увеличивается в ~ 3 раза, количество мартенсита α достигает $\sim 40\%$. Одновременно наблюдается разрыхление стали, о чем свидетельствует снижение плотности ρ .

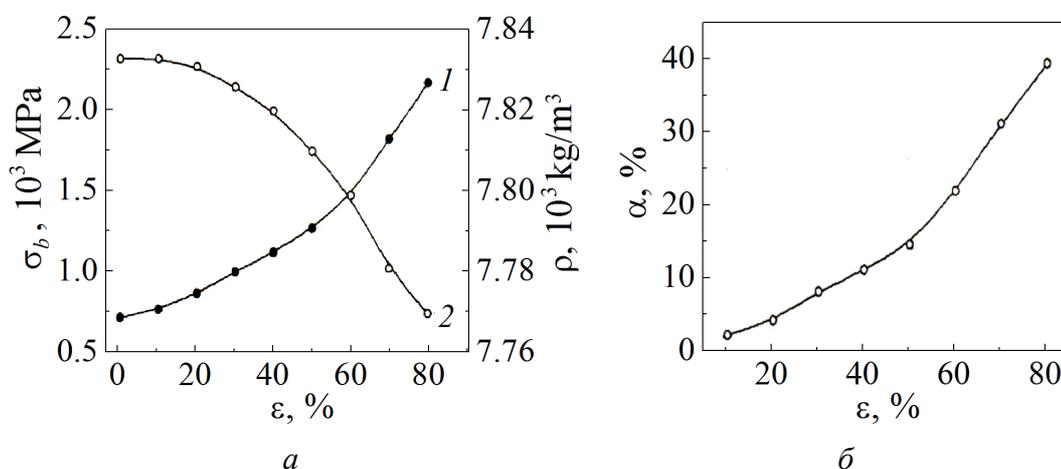


Рис. 2. Изменение предела прочности σ_b , плотности ρ и количества α -мартенсита в зависимости от степени деформации ε при холодном волочении метастабильной аустенитной стали ЗИ126: а – σ_b (1), ρ (2); б – α

Изменение указанных характеристик для степени обжатия $\varepsilon = 80\%$ в условиях последеформационного нагрева стали ЗИ126 (нагрев холоднодеформированных проволочных образцов проводился в интервале температур $T = 0-1000^\circ\text{C}$, выдержка – 1 h) показано на рис. 3. Видно, что восстановление плотности ρ в ходе отжига происходит в определенном температурном интервале, составляющем $400-700^\circ\text{C}$. При этом можно отметить, что дальнейшее повышение температуры отжига практически не изменяет величину плотности.

Анализ полученных результатов свидетельствует, что при термомеханическом упрочнении метастабильной аустенитной стали ЗИ126 наиболее высокий уровень прочностных свойств достигается при последеформационном старении в интервале температур $\sim 500^\circ\text{C}$ (см. рис. 3).

Наблюдаемое уменьшение плотности ($\Delta\rho \approx 0.7\%$) при деформации стали ЗИ126 (см. рис. 2) отражает развивающийся процесс разрыхления в результате формирования и эволюции дефектов структуры. Изменение плотности металла в результате образования вакансионных скоплений и увеличения количества дислокаций обычно не превышает 0.1% [6]. Фиксируемое в данной стали более существенное изменение ρ следует связать, по-видимому, не только с влиянием этих дефектов, но и с образованием упругоравновесных субмикротрещин, возникающих в вершинах дислокационных скоплений. Кроме того, необходимо учитывать появление мартенситной фазы с

ОЦК-решеткой, имеющей менее упакованную структуру по сравнению с γ -матрицей, обладающей плотноупакованной ГЦК-структурой.

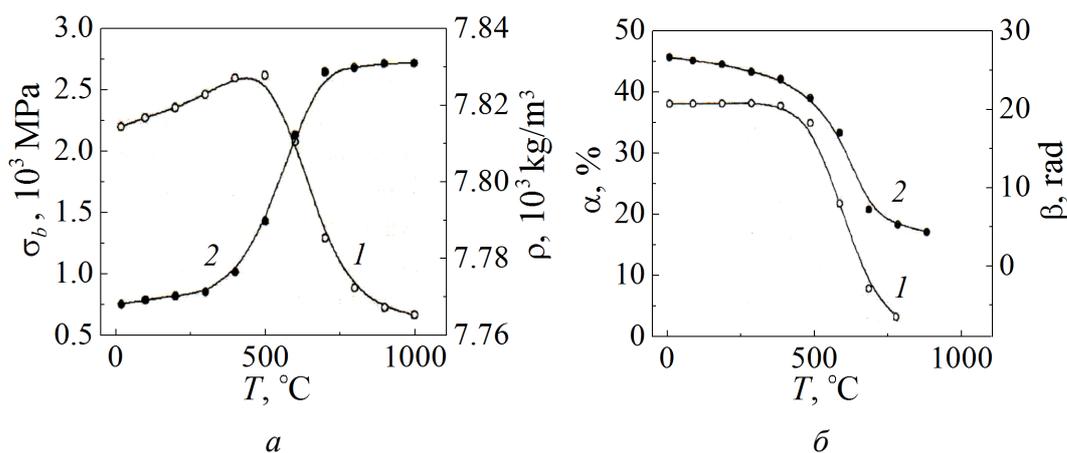


Рис. 3. Влияние температуры последеформационного нагрева T на изменение предела прочности σ_b , плотности ρ , объемной доли мартенсита деформации α и физической ширины рентгеновской линии $(220)_{\gamma}$ β в образцах стали ЗИ126: a – σ_b (1), ρ (2); b – α (1), β (2)

Анализ результатов исследования влияния температуры последеформационного нагрева показывает, что уменьшение физической ширины рентгеновской линии $(220)_{\gamma}$, позволяющей судить о величине внутренних напряжений, происходит в том же температурном интервале, в котором наблюдается восстановление плотности. С учетом модели образования субмикротрещин, находящихся в упругом равновесии с внутренними локальными напряжениями от дислокационных скоплений [7], изменение плотности можно объяснить релаксацией этих напряжений, а также захлопыванием возникших полостей. Поскольку отжиг стали ЗИ126 в промежуточном интервале температур приводит к полному восстановлению величины ρ , можно считать, что для данных деформационных условий процесс разрыхления в основном не выходит 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. Это положение хорошо подтверждается при использовании в качестве метода деформирования гидроэкструзии, которая позволяет существенно снизить интенсивность пластического разрыхления металлов [8]. Необходимо отметить, что варьирование схемы напряженного состояния в метастабильных аустенитных сталях может заметным образом повлиять на характер деформационных мартенситных превращений, протекающих с различными по знаку объемными эффектами.

Это особенно показательно для сталей на основе твердых растворов Fe–Mn и Fe–Mn–Cr, способных испытывать при пластической деформации мартенситные $\alpha \rightarrow \alpha'$ - и $\gamma \rightarrow \epsilon$ -реакции, сопровождающиеся соответственно увеличением и уменьшением удельного объема [9].

По этой причине в настоящей работе были выполнены эксперименты по деформированию метастабильной аустенитной стали 03Г21Х13 (0.033% С, 21.66% Mn, 13.22% Cr) по схеме одноосного растяжения и гидроэкструзии. В таблице для указанной стали приведены данные, характеризующие фазовый состав и механические свойства в исходном состоянии (закалка от 1050°C) и после деформации со степенью обжатия $\epsilon = 30\%$. После закалки сталь имеет аустенитную структуру, но после гидроэкструзии испытывает активное деформационное мартенситное превращение (прирост ϵ -фазы составляет 52%, а α' -мартенсита $\sim 7\%$). В то же время после деформации растяжением сталь 03Г21Х13 при сопоставимой полноте развития $\gamma \rightarrow \epsilon$ -превращения характеризуется более высокой ($\sim 12\%$) интенсивностью образования деформационного α' -мартенсита. Наблюдаемое снижение содержания α' -мартенсита после гидроэкструзии можно считать следствием эффекта подавления $\gamma, \epsilon \rightarrow \alpha'$ -превращения в данной стали при деформации под давлением. Необходимо отметить, что некоторое усиление интенсивности процесса деформационного упрочнения исследованной стали на основе твердого раствора Fe–Mn–Cr при гидроэкструзии по сравнению с растяжением нельзя истолковать только с позиций количественного изменения фазового состава. Согласно [9] в двухфазных ($\gamma + \epsilon$) метастабильных сталях типа Г20 альтернативным механизмом деформационного упрочнения в условиях высокого гидростатического давления является развитие процессов двойникования.

Таблица

Влияние пластической деформации на фазовый состав и механические свойства стали 03Г21Х13 ($T_{\text{def}} = 20^\circ\text{C}$)

Обработка	σ_{02}	σ_b	δ	ψ	Фазовый состав, %		
	МПа		%		γ	ϵ	α
Исходное состояние	310	740	55	68	100	0	0
Гидроэкструзия, $\epsilon = 30\%$	860	1100	24	66	37	56	7
Растяжение, $\epsilon = 30\%$	750	920	23	65	45	41	14

Ввиду определенной аналогии в кинетике деформационных мартенситных превращений в моно- и гетерофазных сталях систем Fe–Mn и Fe–Mn–Cr дополнительный вклад в упрочнении метастабильной стали 03Г21Х13 при гидроэкструзии может быть вызван образованием деформационных двойников в γ - и ϵ -фазах.

Выводы

Для слабостареющих аустенитных сплавов системы Fe–Cr–Ni эффективным способом достижения высоких значений прочностных свойств является термомеханическая обработка. В таких сталях существенная роль старения как заключительной технологической операции проявляется благодаря структурным изменениям, подготовленным предшествующей пластической деформацией. При этом эффект термомеханического упрочнения определяется наличием метастабильного аустенита и возможностью развития мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. Вклад образующегося мартенсита деформации в большей мере проявляется на этапе деформационного старения.

При проведении холодной пластической деформации наблюдается разрыхление аустенитных сталей вследствие накопления несплошностей (микрорпор и микротрещин), что заметнее проявляется в сталях с метастабильным аустенитом. В процессе последующего старения может происходить самозалечивание дефектов. Это возможно в том случае, если их образование на этапе предшествующего деформирования не выходит за пределы стадии формирования упругоравновесных микрорпор и микротрещин.

Возникновение несплошностей может быть уменьшено регулированием вида напряженного состояния путем повышения доли сжимающих напряжений в очаге деформации. Подобная схема нагружения достигается при проведении, например, деформации гидродинамическим волочением и гидроэкструзией.

Деформирование в условиях преобладающих сжимающих напряжений стимулирует в метастабильных аустенитных сталях композиции Fe–Mn–Cr развитие мартенситного превращения типа $\gamma \rightarrow \epsilon$, протекающего с уменьшением объема, и препятствует мартенситной реакции, связанной с образованием α -мартенсита.

Высокая интенсивность деформационного упрочнения при гидроэкструзии Fe–Mn–Cr-сталей с низким содержанием углерода ($C \leq 0.03\%$) связывается с активизацией мартенситного $\gamma \rightarrow \epsilon$ -превращения и процессов деформационного двойникования.

1. С.В. Грачев, В.Р. Бараз, Теплоустойчивые коррозионноустойчивые пружинные стали, Металлургия, Москва (1979).
2. В.К. Бабич, Ю.П. Гуль, Н.Е. Долженков, Деформационное старение стали, Металлургия, Москва (1972).
3. В.Р. Бараз, Деформационно-стареющие аустенитные стали, МиТОМ № 10, 17 (1987).
4. А.А. Богатов, О.Н. Мижирецкий, С.В. Смирнов, Ресурс пластичности металлов при обработке давлением, Металлургия, Москва (1984).
5. Б.И. Береснев, Е.И. Езерский, Е.В. Трушин, Б.И. Каменецкий, Высокие давления в современных технологиях обработки материалов, Наука, Москва (1988).
6. В.Н. Гріднев, В.Г. Гаврилюк, Ю.А. Мешков, Прочность и пластичность холоднодеформированной стали, Наукова думка, Киев (1974).

7. Ю.А. Мешков, Физические основы разрушения стальных конструкций, Наукова думка, Киев (1981).
8. Я.Е. Бейгельзимер, В.Н. Варюхин, Б.М. Эфрос, Физическая механика гидростатической обработки материалов, ДонФТИ НАН Украины, Донецк (2000).
9. Б.М. Эфрос, ФТВД 8, № 2, 82 (1998).

В.М. Efros, S.V. Gladkovsky, N.B. Efros, V.S. Tyutenko

THERMOMECHANICAL TREATMENT OF STEELS CONTAINING METASTABLE AUSTENITE

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 tested metastable austenitic steels under plastic deformation and aging in the whole cycle of thermomechanical treatment is accompanied by the changes in their mechanical properties.

Keywords: metastable austenitic steels, deformation, aging, phase composition, mechanical properties

Fig. 1. Accumulation of damage ω in the course of cold drawing of austenitic Fe–Cr–Ni–Mn steels: 1 – stable ZI98, 2 – metastable ZI126

Fig. 2. Evolution of yield strength σ_b , density ρ and the amount of α -martensite with respect to strain ε under cold drawing of metastable austenitic steel ZI126: $a - \sigma_b (1)$, $\rho (2)$; $b - \alpha$

Fig. 3. Effect of the temperature of after-deformation heating T on the yield strength σ_b , density ρ , volume fraction of deformation martensite α and physical width of X-ray line $(220)_\gamma \beta$ in the samples of steel ZI126: $a - \sigma_b (1)$, $\rho (2)$; $b - \alpha (1)$, $\beta (2)$