

PACS: 81.40.-z, 81.40.Vw, 83.20.Hn

Б.М. Эфрос¹, Л.Н. Соловьева², Н.Б. Эфрос¹, В.С. Тютенко¹

ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СТАРЕЮЩИХ АУСТЕНИТНЫХ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ

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

²Уральский государственный технический университет, Екатеринбург, РФ

Статья поступила в редакцию 9 января 2019 года

Исследовано влияние комбинированного воздействия предварительной пластической деформации под давлением и последующей термической обработки на структурно-фазовое состояние и механические свойства стареющих аустенитных сталей типа 10X12H17M3T3Г(2-6). Показана возможность их существенного упрочнения вследствие протекания фазовых превращений в дисперсной деформационной структуре аустенитной матрицы при последующем старении.

Ключевые слова: аустенитные стареющие стали 10X12H17M3T3Г(2-6), гидроэкструзия, старение, структура, фазовый состав, механические свойства

Введение

Особенности дефектной структуры аустенитной матрицы оказывают значительное влияние на фазовые превращения и, следовательно, механические свойства стареющих аустенитных сталей при дальнейшей термической обработке [1,2]. В этом случае эффективным способом формирования дисперсной оптимальной структуры таких сталей является пластическая деформация в условиях высоких гидростатических давлений (ВД), которая по сравнению с традиционными методами пластического формоизменения [2] позволяет получить более высокий уровень прочностных свойств при одинаковом снижении пластических характеристик.

В этой связи в работе изучено влияние термомеханической обработки с использованием в качестве предварительной деформации процесса гидроэкструзии (ГЭ) на фазовый состав, структуру и механические свойства аустенитных сталей на основе Fe–Cr–Ni-твердого раствора на примере сталей 10X12H17M3T3Г(2-6).

1. Материал и методы исследования

Объектом исследования были выбраны стареющие аустенитные стали 10X12H17M3T3Г(2-6) (химический состав, mass%: 0.1 C; 12.2 Cr; 17.4 Ni; 2.8 Mo; 3.2 Ti; 1.8–6.2 Mn). Их подвергали предварительной закалке с целью

предотвращения выделений избыточных фаз в процессе охлаждения, а также обеспечения необходимой степени пересыщения твердого раствора для последующего дисперсионного твердения. После закалки (1050°C) до состояния гомогенного γ -твердого раствора образцы проходили обработку ГЭ при комнатной температуре со степенями обжатия $\varepsilon = 0\text{--}50\%$. После деформации экструдаты подвергали старению в интервале температур 400–950°C в течение 1–6 h.

Структурно-фазовое состояние изучали методами оптической и просвечивающей электронной микроскопии, рентгенографии, резистометрии и дифференциального термического анализа. Механические свойства определяли при испытаниях на растяжение на стандартных образцах.

2. Результаты исследований и обсуждение

Исследования сталей 10X12H17M3T3Г(2-6) в исходном (закаленном) состоянии показали, что они имеют полиэдрическую структуру аустенита с характерными двойниками отжига. Изменение структуры на мезоскопическом уровне в процессе ГЭ характерно для ГЦК-материалов с низкими значениями энергии дефектов упаковки. Дефектная структура формируется в результате скольжения дислокаций по октаэдрическим плоскостям $\{111\}_\gamma$, а также вследствие образования двойников деформации системы $\{111\}\langle 112 \rangle_\gamma$ и деформационных дефектов упаковки в аустените [3].

При ГЭ исследованных сталей в изученном интервале степеней ε не зафиксировано образование мартенситных фаз деформации. Данный эффект, кроме тормозящего действия давления на образование α' -мартенсита, по-видимому, связан с возникновением и ростом ε сдвиговых мод деформации, приводящих к двойникованию [3,4]. В этом случае относительная легкость процесса двойникования не позволяет накопить упругую энергию в количестве, достаточном для образования заметного количества мартенсита деформации.

Необходимо отметить, что поскольку дефекты упаковки и деформационные двойники в ГЦК-решетке образуются одинаковым способом, а именно сдвигом $a/6\langle 112 \rangle\{111\}$, можно ожидать активизацию процесса двойникования в ходе ГЭ сталей 10X12H17M3T3Г(2-6). Кроме того, повышение давления с ростом степени обжатия ε при ГЭ также способствует активизации двойникования за счет уменьшения энергии дефектов упаковки: $\partial\gamma_{st.p}/\partial P = -(6.0\text{--}6.5) \text{ GPa}\cdot\text{m}^2$ [5]. Это приводит к формированию при относительно небольших величинах ε в структуре аустенита дислокационных петель, скоплений и переплетений дислокаций, причем скопления являются преимущественно планарными. Более высокие степени ε вызывают образование дисперсных деформационных двойников. При этом на кривых пластического течения не выявлено характерного снижения нагрузки при зарождении первых двойников. Возможно, это связано с возникновением мелкодисперсных двойников деформации, что приводит к уменьшению напряжения зарождения двойников по сравнению с напряжением, связанным с развитием γ -двойника [3].

С увеличением степени обжатия ε наблюдается заметное возрастание количества двойников деформации. На ранних стадиях ГЭ микродвойники деформации имеют малую толщину и невысокую плотность. Двойники расположены преимущественно по одной системе плоскостей $\{111\}_\gamma$. При повышении ε плотность двойников возрастает, их толщина увеличивается, очень часто двойники образуются в пересекающихся плоскостях $\{111\}_\gamma$. При этом все больше зерен, а также двойников первого порядка становятся двойникованными.

Рост степени ε вызывает также повышение плотности дислокаций в промежутках между двойниками. При $\varepsilon \geq 30\%$ двойниковая мода затухает, и наблюдается дальнейшее развитие процессов фрагментации в аустенитной матрице. Данный факт связан с тем, что при взаимодействии двойников с границами зерен и друг с другом растет количество нерасщепленных единичных дислокаций, способствующих релаксации напряжений вблизи концентраторов. Это не дает возможности достичь напряжений, необходимых для срабатывания новых двойниковых источников. В результате деформация двойникованием при высоких уровнях ε исчерпывается как в силу действия механизма «самоторможения», так и вследствие усиливающейся конкуренции со стороны деформации скольжением.

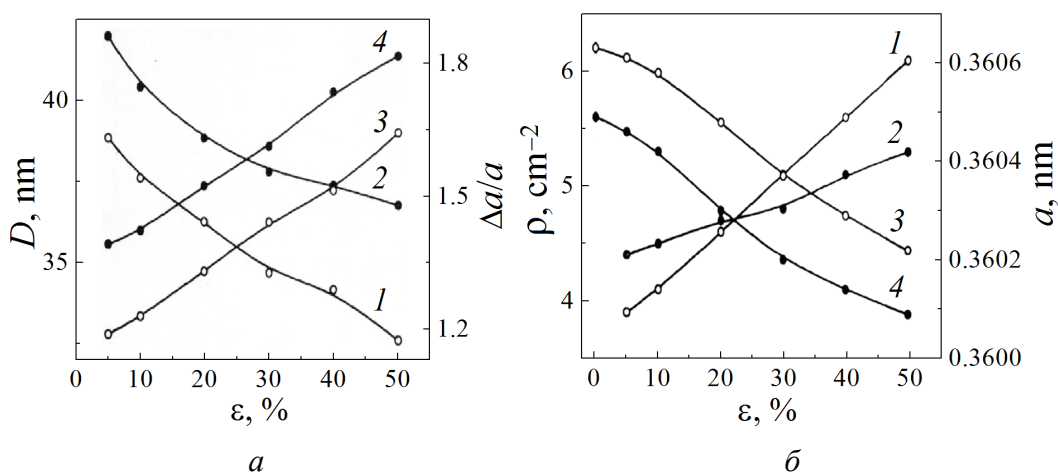


Рис. 1. Изменение параметров тонкой структуры $\Delta a/a$, D , ρ и a стали 10X12N17M3T3G2 в зависимости от степени обжатия ε при ГЭ (○) и ГЭ + старение ($T_{ag} = 750^\circ\text{C}$, $\tau_{ag} = 2$ h) (●): а: 1, 2 – D , 3, 4 – $\Delta a/a$; б: 1, 2 – ρ , 3, 4 – a

Характер изменения параметров тонкой структуры аустенита в экструдатах исследованной стали 10X12N17M3T3G2 приведен на рис. 1. Видно, что с повышением степени обжатия ε величина микроискажений $\Delta a/a$ растет, размер областей когерентного рассеяния D уменьшается, при этом в областях между двойниками растет плотность дислокаций ρ . Кроме того, при ГЭ уменьшается параметр кристаллической решетки a ГЦК-матрицы, что, по-видимому, свидетельствует о протекании процессов распада в пересыщенном твердом растворе. Изменение параметров тонкой структуры $\Delta a/a$, D , ρ и a

обусловлено как наличием особенностей пластической деформации данных сталей в условиях ВГД, так и стабильностью высоколегированного аустенита в процессе ГЭ [1–3].

Полученные результаты свидетельствуют, что ВГД, способствующее снижению энергии дефектов упаковки, активизирует протекание деформационного двойникования на ранних стадиях пластического течения при ГЭ. При этом процесс двойникования усиливается с ростом степени обжатия ($\varepsilon \approx 30\%$). Видно, что помимо непосредственного влияния на изменения, происходящие в деформированной матрице пересыщенного твердого раствора, ГЭ оказывает на них и опосредованное влияние при последующем старении (рис. 1).

На основании измерения относительного удельного электросопротивления ρ_T/ρ_0 и данных дифференциального термического анализа ΔT , а также результатов электронно-микроскопического исследования можно судить об особенностях развития структурных превращений при последеформационном старении. Необходимо отметить, что наиболее эффективным путем достижения высокого уровня механических свойств стареющих аустенитных сталей типа 10X12H17M3T3Г(2-6) является проведение термомеханической обработки, включающей холодную пластическую деформацию и старение. В закаленном состоянии ($T_q = 1050^\circ\text{C}$) расположенные непосредственно на границах зерен немногочисленные мелкие выделения идентифицируются как кубические карбиды типа M_6C или $M_{23}C_6$.

Нагрев экструдатов исследованной стали 10X12H17M3T3Г2 в интервале $180\text{--}300^\circ\text{C}$ приводит к некоторому повышению удельного электросопротивления ρ_T . Однако дальнейшее увеличение температуры вызывает снижение относительного удельного электросопротивления ρ_T/ρ_0 , наиболее заметно происходящее в интервале температур $380\text{--}480^\circ\text{C}$ и $600\text{--}700^\circ\text{C}$ (рис. 2).

На кривых дифференциального термического анализа выделение тепла регистрируется при нагреве выше $T \sim 200^\circ\text{C}$, а в температурных интервалах $450\text{--}480^\circ\text{C}$ и $580\text{--}600^\circ\text{C}$ отмечается появление экзотермических пиков. Наблюдаемое повышение ρ_T/ρ_0 , а также выделение тепла ΔT , фиксируемое на этих кривых в низкотемпературной области ($200\text{--}300^\circ\text{C}$), следует связать с протеканием процессов концентрационного расслоения γ -твердого раствора, приводящего к формированию сегрегаций [6].

На следующей стадии распада (в интервале $380\text{--}480^\circ\text{C}$), вероятно, происходит выделение метастабильной интерметаллидной фазы типа $Ni_3(Ti, Mo)$ с ГЦК-решеткой [2,6]. Заключительные стадии распада (нагрев выше $T \approx 600^\circ\text{C}$) связаны с выделением стабильной интерметаллидной фазы $\eta\text{-}Ni_3(Ti, Mo)$ с ГПУ-решеткой и фазы Лавеса $Fe_2(Ti, Mo)$ [2], что подтверждают и электронно-микроскопические исследования.

Необходимо отметить, что в отличие от η -фазы, частицы которой располагаются в теле зерна, скопления частиц фазы Лавеса находятся вблизи границ зерен.

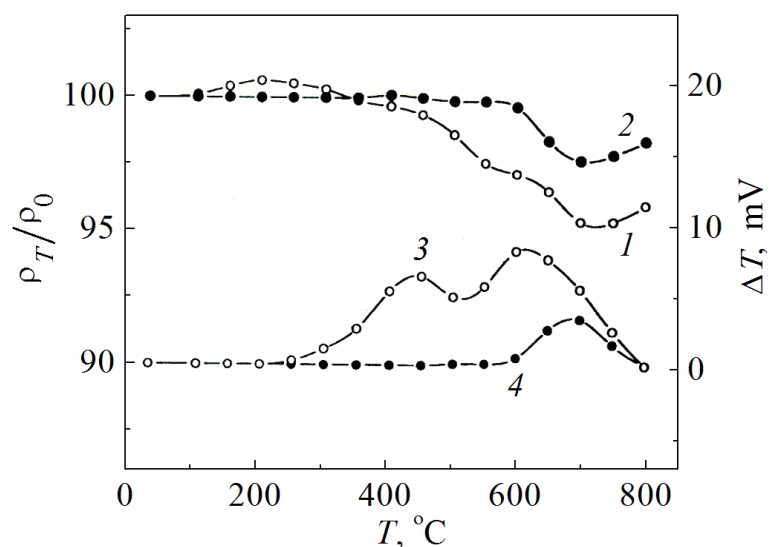


Рис. 2. Влияние температуры нагрева на относительное удельное электросопротивление ρ_T/ρ_0 (1, 2) и величину дифференциального термического анализа ΔT (3, 4) экструдатов стали 10X12H17M3T3G2 при ГЭ ($\varepsilon = 50\%$) (○) и ГЭ + старение ($T_{ag} = 750^\circ\text{C}$, $\tau_{ag} = 2\text{ h}$) (●)

Изложенную трактовку структурных превращений при нагреве образцов стали 10X12H17M3T3G2 подтверждают результаты термического анализа и резистометрического исследования экструдатов, подвергнутых перед нагревом старению (рис. 2). Видно, что нагрев до $T \approx 600^\circ\text{C}$ не сопровождается изменением свойств, обусловленных развитием ранних стадий старения. Наблюдаемое изменение свойств при температурах выше $T \approx 600^\circ\text{C}$ свидетельствует о том, что предварительное старение не приводит к полному завершению структурных превращений, которое происходит при нагреве.

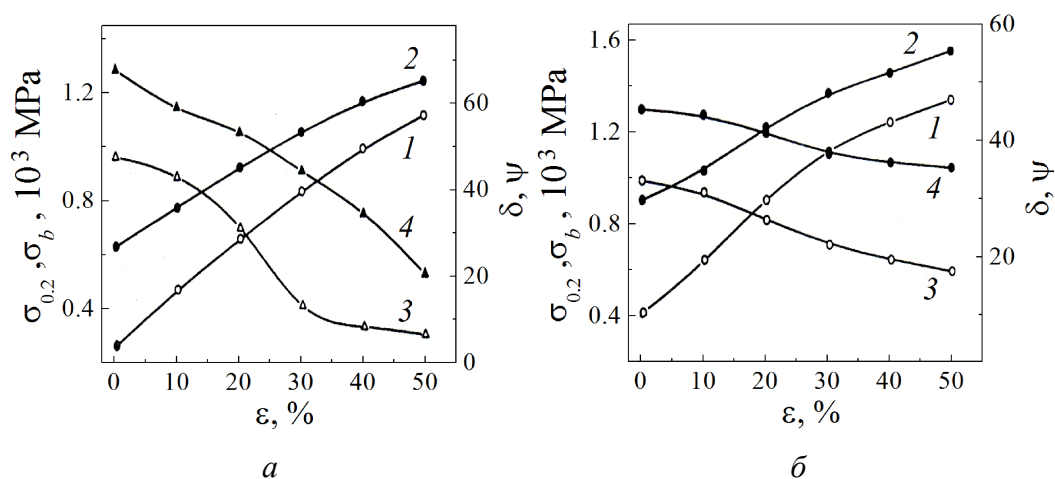


Рис. 3. Изменение механических свойств стали 10X12H17M3T3G2 в зависимости от степени обжатия ε при ГЭ (а) и ГЭ + старение ($T_{ag} = 700^\circ\text{C}$, $\tau_{ag} = 2\text{ h}$) (б): 1 – $\sigma_{0.2}$, 2 – σ_b , 3 – δ , 4 – ψ

Влияние рассмотренных структурных превращений при ГЭ и последующем старении на механические свойства исследованной стали 10X12H17M3T3Г2 проиллюстрировано на рис. 3. Деформационное упрочнение стали при ГЭ в значительной мере обусловлено процессами, приводящими к повышению общей плотности дислокаций, изменению характера их распределения и измельчению области когерентного рассеяния, а также возникновением барьеров Ломера–Коттрелла, деформационным двойникованием и образованием дефектов упаковки.

Упрочнение состаренных экструдатов в цикле термомеханической обработки в значительной степени связано с особенностями формирования дисперсной дефектной структуры, в частности с диспергированием частиц вторых фаз и их более равномерным распределением в аустенитной матрице в процессе ГЭ.

Полученные результаты позволяют сформулировать некоторые особенности стареющих аустенитных сталей при термомеханической обработке с использованием ГЭ [2,7]: уменьшение плотности матричных выделений на дефектах, характерных для исходного твердого раствора; образование частиц вторых фаз на дислокациях любых ориентаций, дефектах упаковки и границах двойников; изменение морфологии частиц с уменьшением, как правило, их мерности; снижение температуры старения; увеличение количества дисперсных частиц, уменьшение скорости их роста и коагуляции при нагреве; повышение равномерности распределения частиц вторых фаз в аустенитной матрице.

Выводы

Показано, что предварительная ГЭ наряду с упрочнением существенно повышает пластические характеристики исследуемой стали в состаренном состоянии, что в значительной мере связано с уменьшением объемной доли выделений вторых фаз по границам зерен при пластической деформации в условиях ВГД. Сделано предположение, что данный эффект связан с особенностями распада деформированного аустенита.

1. *В.В. Сагарадзе, А.И. Уваров*, Упрочнение аустенитных сталей, Наука, Москва (1989).
2. *В.М. Блинов, В.А. Богданов, Б.М. Эфрос*, *Металлы* № 6, 57 (2000).
3. *В.Н. Варюхин, Б.М. Эфрос, Л.В. Лоладзе, Т.П. Заика*, *ФТВД* 6, № 2, 106 (1996).
4. *T. Kakeshita, K. Shimizu, Yu. Akahata, S. Endo, F.E. Fujita*, *Trans. Jpn. Inst. Met.* 29, 109 (1987).
5. *Ю.П. Петров, И.А. Якубцов, В.А. Астанин, В.Ф. Мазанко*, в сб.: *Физика и техника высоких давлений*, Наукова думка, Киев (1987), вып. 26, с. 77–81.
6. *В.Ф. Суховаров*, Прерывистое выделение фаз в сплавах, Наука, Новосибирск (1983).
7. *Я.Е. Бейгельзимер, Л.В. Лоладзе, Б.М. Эфрос*, *ФТВД* 4, № 3, 79 (1994).

B.M. Efros, L.N. Solov'eva, N.B. Efros, V.S. Tyutenko

THERMOMECHANICAL TREATMENT OF THE AGING AUSTENITIC CHROMIUM-NICKEL STEELS

The effect of a combined pre-straining under pressure followed by thermal treatment on structure-phase state and mechanical properties of the aging austenitic steels of the 10X12H17M3T3Г(2-6) type has been investigated. It is shown that a considerable hardening is possible at the expense of phase transition in disperse deformation structure of austenitic matrix during the subsequent aging.

Keywords: austenitic aging steels 10X12H17M3T3Г(2-6), hydroextrusion, aging, structure, phase content, mechanical properties

Fig. 1. Parameters of fine structure $\Delta a/a$, D , ρ and a for steel 10X12H17M3T3Г2 vs degree of compression ε in the course of hydroextrusion (\circ) and hydroextrusion + aging ($T_{ag} = 750^\circ\text{C}$, $\tau_{ag} = 2$ h) (\bullet): a : 1, 2 – D , 3, 4 – $\Delta a/a$; b : 1, 2 – ρ , 3, 4 – a

Fig. 2. Heat temperature effect on the specific resistivity ρ_T/ρ_0 (1, 2) and the value of differential thermal analysis ΔT (3, 4) of extrudates of 10X12H17M3T3Г2 in the course of hydroextrusion ($\varepsilon = 50\%$) (\circ) and hydroextrusion + aging ($T_{ag} = 750^\circ\text{C}$, $\tau_{ag} = 2$ h) (\bullet)

Fig. 3. Mechanical properties of steel 10X12H17M3T3Г2 vs degree of compression ε in the course of hydroextrusion (a) and hydroextrusion + aging ($T_{ag} = 700^\circ\text{C}$, $\tau_{ag} = 2$ h) (b): 1 – $\sigma_{0.2}$, 2 – σ_b , 3 – δ , 4 – ψ