

УДК 621.791.76:621.7.044.2

А.Ф. Ильющенко¹, И.В. Фомихина¹, В.Н. Ковалевский²
(¹Институт порошковой металлургии НАН Беларуси, г. Минск;
²Белорусский национальный технический университет, г. Минск)
E-mail: ivfom@tut.by

Закономерности и механизм формирования структуры в аустенитных сталях методами высокоскоростной пластической деформации и температуры

Исследовано влияние высокоскоростной пластической деформации на структуру и свойства аустенитных сталей методами металлографического, рентгеноструктурного анализов, микрорентгеноспектрального анализа, просвечивающей электронной микроскопии. Установлено, что воздействие высокоскоростной пластической деформации приводит к $\gamma \rightarrow \alpha$ и $\gamma \rightarrow \varepsilon$ -превращениям двойникового характера, повышению дефектности структуры, процессам деформационного старения и перераспределения углерода и легирующих элементов. Мартенсит деформации фрагментирует с образованием структуры, близкой к ячеистой. В упрочненной стали наряду с карбидами TiC, MoC и (Al, Cr, Mn, Fe, Ti)C₆, наблюдаемыми в исходном аустените, содержатся интерметаллидные соединения практически всех легирующих элементов, а также карбиды типа FeTiC, FeMoC.

Ключевые слова: аустенитная сталь, высокоскоростная пластическая деформация, структурно-фазовые превращения, тонкая структура, свойства.

The effect of high-speed plastic deformation on the structure and properties of austenitic steels via metallographic, X-ray diffraction analysis, electron-probe analysis, transmission electron microscopy was studied. It was established, that the impact of high-speed plastic deformation leads to $\gamma \rightarrow \alpha$, $\gamma \rightarrow \varepsilon$ twin character changes, increased structure defectiveness, strain aging processes and redistribution of carbon and alloying elements. Deformation martensite fragments, forming the structure close to the mesh structure. In the hardened steel, along with TiC, MoC and (Al, Cr, Mn, Fe, Ti)C₆ carbides, observed in the initial austenite, intermetallic compounds of almost all alloying elements, as well as the carbides type FeTiC, FeMoC are present.

Keywords: austenitic steel, high-speed plastic deformation, structural phase change, fine structure, properties.

Введение

Повышение энергетических параметров нагружения трубных изделий, эксплуатируемых в условиях высоких температур, давлений, скоростей, газовой эрозии и изменение конструкции материала с введением защитных эрозионно-стойких слоев, ставят проблему увеличения прочностных свойств материала без снижения пластичности и ударной вязкости. Традиционные методы упрочнения: пластическая деформация, термическая и термомеханическая обработки (ВТМО, НТМО) могут рассматриваться как один из вариантов решения. Однако более эффективными являются методы импульсного нагружения, которые одновременно с повышением свойств позволяют получать высокопрочное соединение материалов в композиции. Анализ теоретических и экспериментальных исследований [1, 2] показал, что упрочняющая ударно-волно-

вая обработка и высокоскоростная деформация эффективны в сочетании с температурным воздействием. Использование аустенитных сталей в качестве наружной оболочки, выдерживающей динамические нагрузки, и эрозионно-стойких сплавов молибдена, хрома, ниобия и кобальта в качестве внутреннего защитного слоя, позволяет с помощью сварки взрывом получать высокопрочное соединение компонентов и в процессе деформации материалов управлять структурой и свойствами слоистого композиционного материала [2, 3].

Актуальность работы заключается в изучении закономерностей структурообразования аустенитных сталей, являющихся компонентами слоистого композита, упрочненного методами высокоскоростной пластической деформации и термообработки с целью получения заданных свойств.

В работе приведены результаты исследования микроструктуры, фазового состава, тонкой структу-

ры, механических свойств. Рассмотрены закономерности и механизм формирования структуры в аустенитных сталях под действием высокоскоростной пластической деформации и температуры.

Методика проведения исследований

Металлографические исследования проводились на световом микроскопе "MeF-3" фирмы Reichert (Австрия).

Для определения фазового состава и параметров тонкой структуры использовался метод рентгеновской дифракции. Работа проводилась на дифрактометре общего назначения "ДРОН-3.0" в CuK_α монохроматизированном излучении, вторичная монохроматизация осуществлялась пиролитическим графитом с вращением образца в собственной плоскости в непрерывном режиме с шагом по углу $0,1^\circ$ в интервале углов $2\theta = 20 \dots 143^\circ$. Сбор и обработка информации осуществлялись с помощью программы WinDif. Для расчета параметров тонкой структуры использовался специальный пакет программ гармонического анализа профиля рентгеновской линии (ГАРФЛ), позволяющий автоматизировать рентгенодифрактометрические исследования параметров тонкой структуры.

Микрорентгеноспектральный анализ распределения элементов проводили на сканирующем электронном микроскопе высокого разрешения "Mira" фирмы Tescan (Чехия).

Тонкая структура изучалась на просвечивающем электронном микроскопе "ЭМ-125" с ускоряющим напряжением 125 кВ.

Испытания на растяжение проводились на универсальной испытательной машине "Instron 1195" (Англия) со скоростью нагружения 2 мм/мин по ГОСТ 1497–84.

Результаты исследований и их обсуждение

Структурно-фазовые превращения в аустенитных сталях. Воздействие высокоскоростной деформации ($\epsilon = 30 \dots 70 \%$) на стали аустенитного класса исследовали на пластичной, склонной к упрочнению при деформации, экономно легированной никелем стали 10X12Г4Н4ЮМ, имеющей однофазную структуру аустенита. На рис. 1, а, б представлены микроструктуры аустенитной стали 10X12Г4Н4ЮМ в исходном состоянии с выявленными путем многократного травления и полировок линиями скольжения и двойникования на зернах аустенита. Электронно-микроскопические исследования обнаруживают наличие единичных или плоских скоплений дислокаций, дефектов упаковки. На микроэлектроннограмме, снятой с участка фольги в направлении оси зоны (001), отмечаются рефлексы γ -фазы аустенита (рис. 1, в, г).

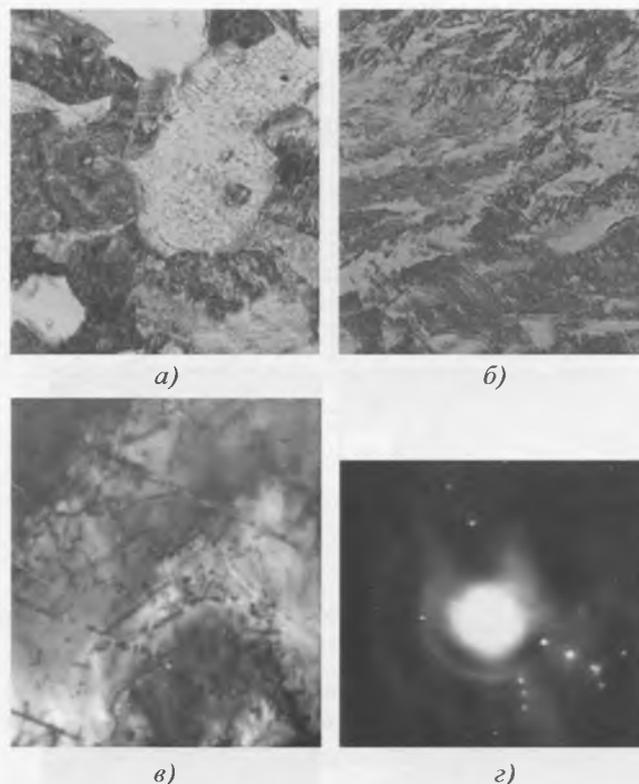


Рис. 1. Микроструктура стали 10X12Г4Н4ЮМ в световом (а, б) и просвечивающем электронном (в, г) микроскопах: а, б – зерна аустенита с выявленными на них путем многократного травления и полировок линиями скольжения и двойникования, $\times 500$; в – скопления дислокаций, дефектов упаковки на аустените, $\times 60\,000$; г – электронограмма

Прохождение поперечных и продольных волн малой интенсивности давлением на фронте волны до 1,2 ГПа и последующая высокоскоростная деформация формируют линии скольжения и двойники, развивающиеся по различным плоскостям скольжения. В процессе деформации при $\epsilon = 30 \%$ в структуре наряду с аустенитом обнаруживается присутствие α - и ϵ -гексагонального мартенсита (рис. 2, а, в, г). При $\epsilon = 70 \%$ количество α -мартенсита увеличивается, ϵ -мартенсита уменьшается (рис. 2, б, д, е). В аустенитных зернах плотность дефектов незначительна. На пересечении пластин двойников α -мартенсита наблюдается появление ϵ -мартенсита линзообразной формы с высокой плотностью дислокаций. Процесс деформации сопровождается эффектами старения с выделением на пластинах мартенсита вторичной фазы в виде мелкодисперсных карбидов и интерметаллидных частиц типа Al_3Ti , AlFe , Al_3N_2 , FeMoMn . Изотермический нагрев (600°C) сопровождается изменением соотношения фаз в структуре в зависимости от степени деформации.

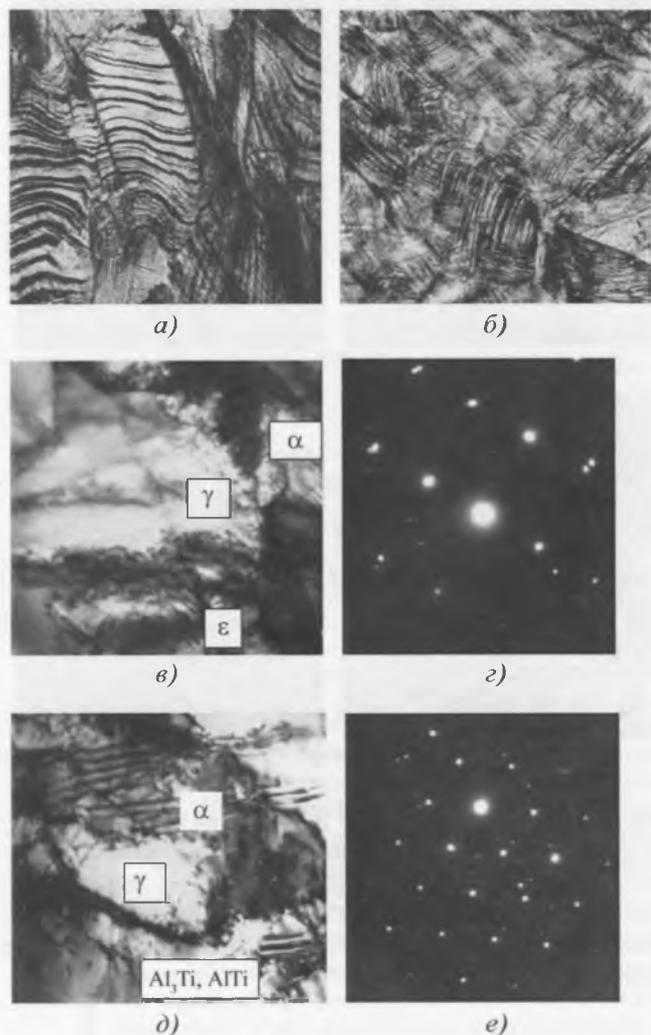


Рис. 2. Микроструктура стали 10X12Г4Н4ЮМ после высокоскоростной деформации в световом (а, б) и просвечивающем (в–е) электронном микроскопах:

а – $\epsilon = 30\%$, линии скольжения и двойникования, α - и ϵ -гексагональный мартенсит; б – $\epsilon = 70\%$, линии скольжения и двойникования, α -мартенсит; в – $\epsilon = 30\%$, клубковые сплетения по границам аустенита, γ -, α - и ϵ -фазы; д – $\epsilon = 70\%$, γ -, α -фазы, карбиды, интерметаллиды Al_3Ti , $AlFe$, Al_3N_2 , $FeMoMn$; e, e – электронограммы

Повышение степени деформации приводит к насыщению структуры дефектами. Нагрев, вызванный пластической деформацией, сопровождается процессами релаксации напряжений. Увеличение количества α -фазы нарушает фазовое равновесие, что согласуется с результатами, полученными при обработке аустенитных сталей ударными волнами [2, 3]. Присутствие α -фазы определялось измерением остаточной намагниченности упрочненной стали (рис. 3). Изотермический нагрев способствует распаду α -мартенсита, и максимум кривых остаточной намагниченности становится менее выраженным.

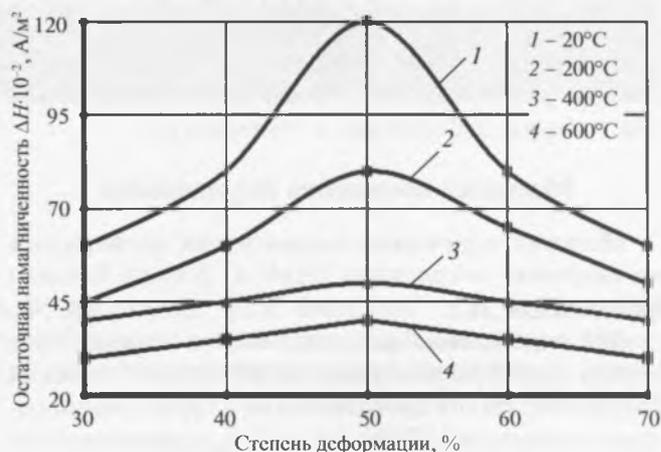


Рис. 3. Зависимость остаточной намагниченности от степени деформации

Гексагональный ϵ -мартенсит парамагнитен [4] и его присутствие было обнаружено рентгеноструктурным анализом, а количественная оценка осуществлялась путем сравнения интенсивности линий ϵ -фазы и линии (111) аустенита. Увеличение количества ϵ -мартенсита наблюдается с повышением степени деформации от 30 до 70%. Старение (200 и 400 °C) снижает количество ϵ -фазы и повышает микротвердость (рис. 4, а).

При 800 °C происходит распад мартенсита с образованием однофазной аустенитной структуры, несущей следы предшествующей деформации. Изменение параметров решетки аустенита при $\epsilon = 30\text{...}70\%$ не было обнаружено (относительная погрешность измерения – 0,02%, абсолютная – $\pm 0,0001$ мм).

Сохранению высоких пластических свойств в упрочненной стали способствует малая концентрация углерода ($\leq 1,0\%$), наследование α -мартенситом деформации дислокационного строения аустенита и образование по плоскостям {111} аустенита пластин ϵ -мартенсита [5].

Исследование физического уширения линий (111) показало повышение дисперсности блочной структуры с ростом степени деформации. При 400 °C наблюдается сдвиг кривой физического уширения в сторону более высоких значений, что связано с процессами старения и возможными фазовыми переходами $\gamma \rightarrow \alpha$, $\gamma \rightarrow \epsilon$ (рис. 4, б). При 600 °C возможно протекание процессов отдыха, полигонизации и начальных стадий рекристаллизации, что характерно для системы Fe–Cr–Mn–Ni.

Установлено, что воздействие высокоскоростной пластической деформации приводит к $\gamma \rightarrow \alpha$ - и $\gamma \rightarrow \epsilon$ -превращениям двойникового характера, повышению дефектности структуры, процессам деформационно-

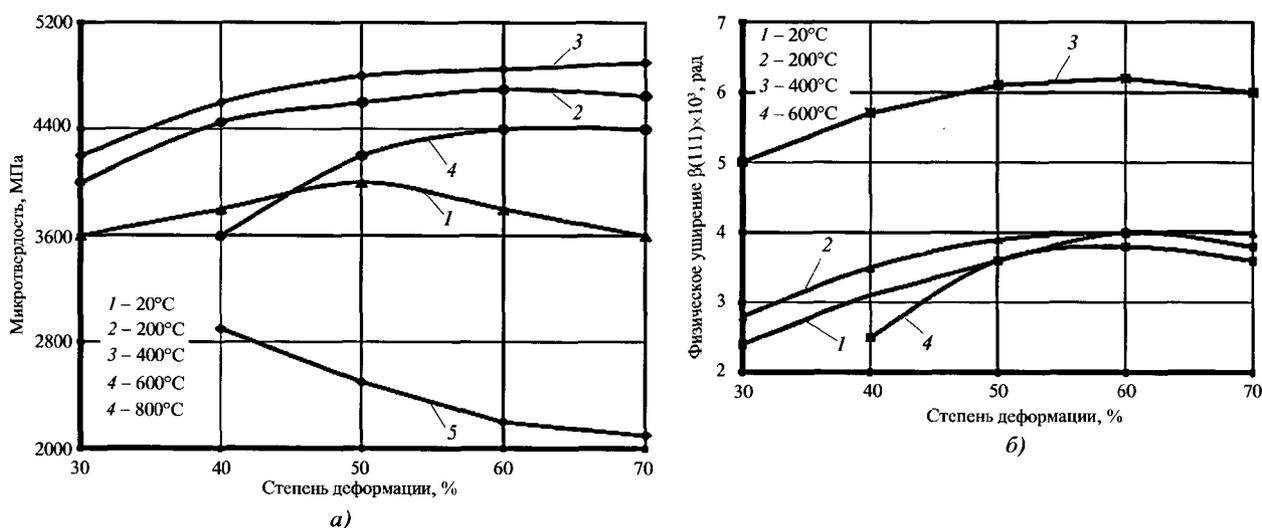


Рис. 4. Зависимость микротвердости (а) и физического уширения линий (111) (б) стали 10X12Г14Н4ЮМ от степени деформации

го старения и перераспределения углерода и легирующих элементов. Деформация мартенсита вызывает фрагментацию его поверхности с образованием структуры, близкой к ячеистой. Появление α -фазы возможно в волне разгрузки, когда большая часть давления снята. В косой ударной волне реализуется атомно-вакансионное состояние, при котором материал релаксирует напряжения испусканием вакансий и дислокаций высокой плотности [6].

Прохождение фронта пластической волны смещает атомы из узлов кристаллической решетки с выходом их из потенциальной ямы. Энергия возмущения атомов в узле (E) равна изменению потенциальной энергии ($\Delta\phi$) при выходе атомов из потенциальной ямы $E \sim \Delta\phi \approx 0,8$ эВ, что приводит к нарушениям ближнего и дальнего порядка кристаллической решетки и разогреву. Энергия взаимодействия дислокаций с атомами составляет 0,5...1,0 эВ, т.е. больше, чем энергия связи атомов углерода в решетке карбидов (Mo_2C , MoC , Cr_{23}C_6 – 0,485; 0,109; 0,40 эВ соответственно) [7]. Энергетически выгодным является распад карбидов с образованием свободных легирующих элементов, формирующих атмосферы Коттрелла. Атомы замещения (Ni , Cr в Fe) при импульсной обработке мигрируют по межузлиям кристаллической решетки с большими скоростями, что приводит к перераспределению и взаимодействию элементов с образованием интерметаллидов [6, 7].

Анализ распределения химических элементов и микродифракционных картин показал, что в упрочненной стали наряду с карбидами TiC , MoC и $(\text{Al}, \text{Cr}, \text{Mn}, \text{Fe}, \text{Ti})\text{C}_6$, наблюдаемыми в исходном аустените, содержатся интерметаллидные соединения практи-

чески всех легирующих элементов, а также карбиды типа FeTiC , FeMoC (табл. 1).

Воздействие высокоскоростной пластической деформации на сталь 10X12Г14Н4ЮМ с ГЦК-решеткой выявило высокую степень упрочнения материала (в 2–2,5 раза). В стали наблюдаются фазовые превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ и $\gamma \rightarrow \epsilon$, $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ с формированием ϵ -немагнитной фазы и α -мартенсита деформации со следами пластической деформации в виде фрагментированной поверхности. Отмечаются растворение упрочняющих карбидов с повышением степени легированности матрицы и последующее старение с выделением дисперсных частиц в виде сложных карбидов и интерметаллидов, формируется ячеистая структура.

Исследования воздействия высокоскоростной деформации на структуру и свойства метастабильной стали 10X12Г14Н4ЮМ показали перспективность разработанного метода упрочнения для создания высокопрочного материала со значительным уровнем пластичности и ударной вязкости.

Ударно-волновая обработка сталей накладными зарядами взрывчатых веществ (ВВ). Воздействие контактного взрыва или соударения с плоской пластиной вызывают в металлах плоские ударные волны с давлением на фронте детонации, определяемым скоростью детонации. Второй схемой нагружения при ударно-волновой обработке является создание давления в косых ударных волнах, вызываемых скользящей детонационной волной контактных зарядов, либо косым соударением пластин.

Обработка мощными высокоскоростными ВВ, генерирующими в металлах плоские либо косые ударные волны с давлением во фронте от 10 до 30 ГПа, сопровождается повышением прочности сплавов и сни-

Таблица 1

Распределение химических элементов в стали 10X12Г14Н4ЮМ в исходном и упрочненном состояниях

Структура и вклад обработки	Состояние фазы	Содержание элементов, %						
		Al	Cr	Mn	Fe	Ni	Ti	Mo
Аустенит, исходное состояние	Твердый раствор	1,0	12,5	13,7	68,8	4,0	—	—
	Включения	0,82	3,2	0,32	0,46	—	75,0	
		0,84	5,1	0,46	0,80	—	72,0	
		0,82	5,2	0,78	0,19	—	71,9	
		0,85	4,8	0,39	0,61	—	74,9	
Аустенит + α- и ε-фазы, упрочнение взрывом	Твердый раствор	0,88	19,60	10,87	75,74	1,95	0,44	0,51
	Включения	0,20	6,52	0,39	4,37	0,19	87,90	0,42
		87,39	1,90	0,78	6,76	0,04	1,15	0,00
		31,44	5,42	0,94	14,48	0,00	47,72	0,00

жением их пластичности за счет роста дефектности структуры и фазовых превращений.

Ударно-волновую обработку (УВО) аустенитных сталей [7] осуществляли на дисперсно-твердеющей стали 40Г14Н8ХЗЮФ (ЭП-769), термически неупрочняемой жаропрочной стали 03Х13Г14Н5М (ЭП-838) и высокоазотистой стали (0,89 % N) X18АГ20. Для первых двух сталей осуществляли перед УВО закалку от 1150 °С (1 ч, вода), для третьей – нормализацию от 1075 °С. Повышение давления от 5 до 30 ГПа при УВО сопровождается повышением большого числа систем скольжения и двойникования. Формируется субзеренная дислокационная структура, средний размер субзерна с ростом давления уменьшается (табл. 2), повышается плотность дислокационных скоплений внутри субзерен (рис. 5, а–е).

Средний размер ячейки Δ предлагается [7, 8] связать с пределом текучести σ_т по соотношению, аналогичному уравнению Холла–Петча:

$$\sigma_t = \sigma_0 + k \Delta^{1/2},$$

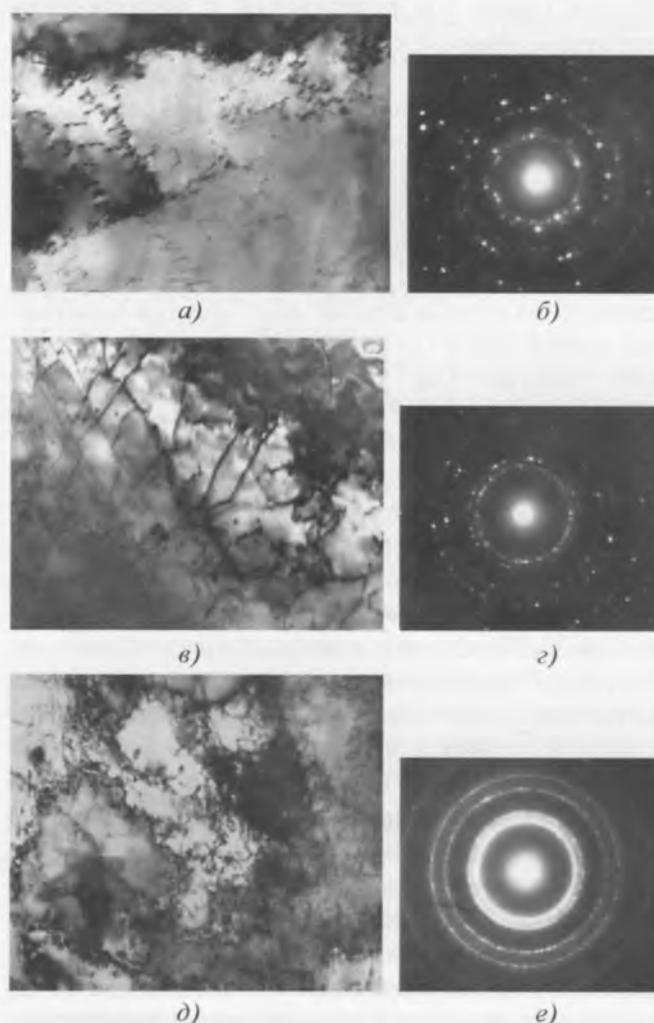


Таблица 2

Зависимость предельного размера субзерна от давления при УВО

Марка стали	Давление, ГПа	Размер ячейки, мкм
X18АГ20	5	0,9
	20	0,22
	30	—
03Х13Г14Н5М (ЭП-838)	5	—
	20	0,29
	30	0,12

Рис. 5. Формирование дислокационной структуры в стали 03Х13Г14Н5М после УВО, ×60 000:

а – исходное состояние; в – ε = 20 %; д – ε = 30 %, б, г, е – электронограммы

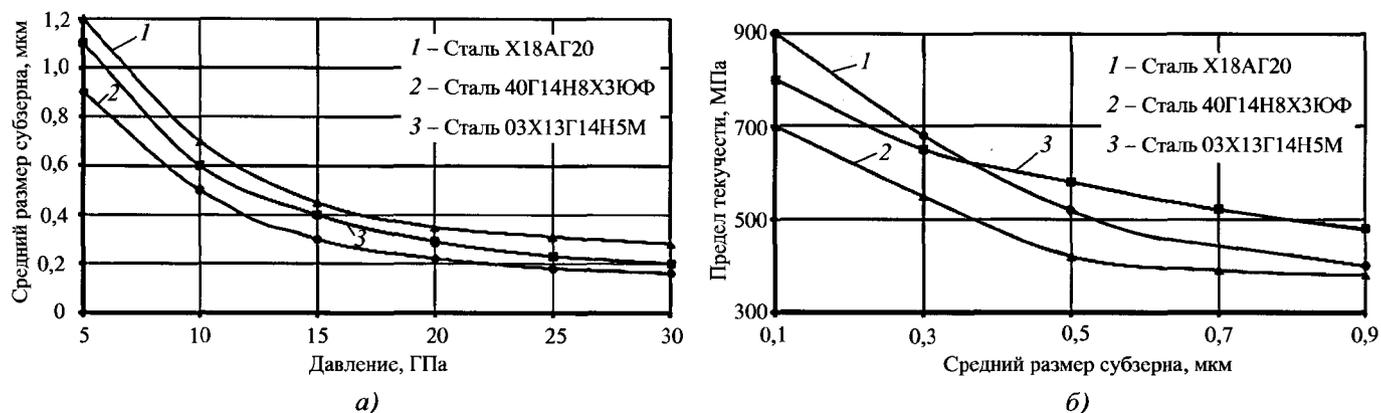


Рис. 6. Зависимость среднего размера субзерна от давления УВО (а) и предела текучести сталей после УВО от среднего размера субзерна (б)

где σ_0 – напряжение трения, которое необходимо для скольжения дислокаций; k – коэффициент Холла–Петча; Δ – размер субзерна.

На рис. 6 представлена зависимость среднего размера субзерна от давления УВО и предела текучести сталей после УВО от среднего размера субзерна.

Упрочнение сталей сопровождалось повышением $\sigma_{0,2}$ в 1,5–3 раза, при этом пластичность и ударная вязкость снижались незначительно. Для стали ЭП-838 оценена термостабильность структуры до 550 °С (выдержка 10 ч) и 700 °С (10 ч). Установлено, что в первом случае конфигурация дислокаций и двойников не меняется, во втором – снижается плотность дефектов внутри ячеек, сетка двойников сохраняется. Отжиг 900 °С устраняет двойниковые конфигурации, начинается процесс рекристаллизации.

Длительная прочность сталей после УВО (20 ГПа) при 600...650 °С повышается более чем в 3 раза, а при 80 ГПа – в 10 раз. УВО способствует получению в сплавах большого числа центров зародышеобразования для выделения карбидов или интерметаллидов.

Использование энергии взрыва низкобризантных ВВ (до 1,2 ГПа) (аммонит БЖВ) для упрочнения накладными зарядами не приводит к значительному росту прочностных характеристик, хотя существенно уменьшается разброс микротвердости, гомогенизируя тонкую структуру материала [7]. Поэтому использование низкобризантных ВВ для процессов упрочнения накладными зарядами практического применения не нашло.

Заключение

Выявлено, что воздействие высокоскоростной пластической деформации приводит к $\gamma \rightarrow \alpha$ - и $\gamma \rightarrow \epsilon$ -превращениям двойникового характера, повышению дефектности структуры, процессам деформационного старения и перераспределения углерода и легирующих элементов. Мартенсит деформации фрагментирует с образованием структуры, близкой к ячеистой. В уп-

роченной стали наряду с карбидами TiC, MoC и (Al, Cr, Mn, Fe, Ti)C₆, наблюдаемыми в исходном аустените, содержатся интерметаллидные соединения практически всех легирующих элементов, а также карбиды типа FeTiC, FeMoC.

Установлено, что при высокоскоростной пластической деформации стали 10X12Г14Н4ЮМ с ГЦК-решеткой происходит упрочнение материала в 2–2,5 раза при $\epsilon = 50\%$ по сравнению с закаленным исходным состоянием: σ_b от 590 до 1200 МПа, $\sigma_{0,2}$ от 350 до 780 МПа.

Определено, что упрочнение сталей после УВО накладными зарядами ВВ сопровождается повышением $\sigma_{0,2}$ в 1,5–3 раза (с 350 МПа – исходное состояние до 900 МПа при УВО) при незначительном снижении пластичности и ударной вязкости. УВО способствует получению в сплавах большого числа центров зародышеобразования для выделения карбидов или интерметаллидов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Дерibas А.А. Физика упрочнения и сварки взрывом текст. Новосибирск: Наука, 1980. 222 с.
2. Лысак В.И., Кузьмин С.В. Сварка взрывом. М.: Машиностроение, 2005. 544 с.
3. Каракозов Э.С. Сварка металлов давлением. М.: Машиностроение, 1986. 378 с.
4. Влияние термической обработки на структуру и свойства высокоазотистой аустенитной коррозионно-стойкой стали 03X20AG11H7M2 / О.А. Банных, В.В. Березовская, М.В. Костина, В.М. Блинов, А.И. Шестаков, Р.А. Саврай // *Металлы*. 2010. № 2. С. 34–43.
5. Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М. Металлофизика высокопрочных сплавов. М.: Металлургия, 1986. 312 с.
6. Аналитическая просвечивающая электронная микроскопия / Д. Синдо, Т. Оикава, пер. с англ. С.А. Иванова. М.: Техносфера, 2006. 249 с. Т. 22. Мир материалов и технологий.
7. Эпштейн Г.Н. Строение металлов, деформированных взрывом. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия, 1988. 280 с.
8. О термофлуктуационном формировании локальных структурных изменений в кристалле в условиях динамического нагружения / С.Г. Псахье, К.П. Зольников, Д.С. Крыжевич, А.Н. Тюменцев // *Физическая мезомеханика*. 2005. Т. 8. № 5. С. 55–60.