

PACS: 81.40.Vw, 75.30.Kz

А.И. Дерягин¹, Б.М. Эфрос², В.А. Завалишин¹,
Л.В. Лоладзе², Н.Б. Эфрос², В.П. Пилюгин¹

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ОБРАЗОВАНИЕ α -МАРТЕНСИТА В МЕТАСТАБИЛЬНЫХ И СТАБИЛЬНЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ

¹Институт физики металлов УрО РАН
Россия, 620219, г. Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18

²Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
83114, г. Донецк, ул. Р. Люксембург, 72

Статья поступила в редакцию 27 июня 2002 года

Рассмотрено влияние интенсивной пластической деформации (ИПД) на дестабилизацию γ -фазы в метастабильных и стабильных аустенитных сталях. Показано, что увеличение степени и уменьшение температуры деформации приводит к образованию ферромагнитной фазы в исследованных материалах.

Введение

Образование ферромагнитного ОЦК-мартенсита деформации в метастабильных аустенитных сталях широко известно и используется в качестве упрочняющего фактора для материалов данного класса [1–3]. Однако появление ферромагнитных фаз при деформации может наблюдаться и в относительно стабильных аустенитных сталях, например в сталях типа 50Г13 и высоколегированных сплавах и сталях на основе Fe–Mn–Cr-твердого раствора [4,5]. При этом, как правило, происходит образование ферромагнитных фаз с высокой дисперсностью, концентрация которых может составлять порядка 0.001–0.1 mass%, что не позволяет их идентифицировать традиционными методами.

В этой связи целесообразно использование метода магнитометрии, который является наиболее высокочувствительным и однозначным способом идентификации ферромагнитных фаз высокой дисперсности в аустенитной структуре сталей и сплавов. Кроме того, применение этого метода в исследованиях может также инициировать поиск эффективных способов повышения концентрации данных фаз с целью создания условий их надежного идентифицирования традиционными способами, например методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ).

Одной из основных задач в настоящей работе было изучение зависимости удельной намагниченности σ от напряженности магнитного поля H для образцов метастабильных и стабильных аустенитных сталей после обработки различными методами ИПД с целью выявления и изучения ферромагнитных фаз деформации.

Материалы и методика эксперимента

Для исследования были выбраны 5 сталей на основе Fe–Mn- и Fe–Cr–Ni-твердого раствора: 05Г20, 03Х18Н8, 110Г13 (сталь Гадфильда), 45Г17Ю3 и 10Х18А0.6Г20 стандартного химического состава [6,7]. Послековки на заготовки сечением 10×10 mm образцы подвергали закалке от температур 950–1100°C в воде.

ИПД образцов сталей 110Г13, 45Г17Ю3 и 10Х18А0.6Г20 осуществляли холодной прокаткой в гладких валках со степенями обжатия ε до 95 и 30% соответственно при комнатной и криогенной (–196°C) температурах. Кроме того, образцы стали 10Х18А0.6Г20 дополнительно обрабатывали кручением под давлением ($P = 10$ GPa) на установке с наковальнями Бриджмена конструкции ИФМ УрО РАН со степенями логарифмической деформации e до 10 и 5 соответственно при комнатной и криогенной температурах [8]. Образцы сталей 05Г20 и 03Х18Н8 подвергали ИПД одноосным сжатием на установке высокого давления с алмазными наковальнями конструкции ДонФТИ НАН Украины со степенями обжатия ε до 90% при комнатной температуре [9].

Магнитные измерения проводились методом Фарадея [10] на установке конструкции ИФМ УрО РАН в интервале температур от комнатной до 650°C в магнитном поле до 10 кОе. Погрешность измерения напряженности магнитного поля H составляла $\pm 0.5\%$, а погрешность измерения удельной намагниченности σ в полях $H > 1$ кОе – $\pm 1\%$.

Структуры образцов исследовали на электронном микроскопе JEM-200СХ на просвет в режимах светло- и темнопольного изображений и микродифракции [11].

Результаты эксперимента и обсуждение

1. Метастабильная сталь 05Г20

На рис. 1,а представлены зависимости удельной намагниченности σ от напряженности магнитного поля H для образцов метастабильной двухфазной ($\gamma+\varepsilon$)-стали 05Г20 после ИПД одноосным сжатием в алмазных наковальнях со степенями обжатия ε до 90% при комнатной температуре. После заковки в структуре стали содержится 55% ГЦК- γ -фазы и 45% ГПУ- ε -фазы. В исходном (недеформированном) состоянии зависимость $\sigma(H)$ имеет нелинейный характер, что свидетельствует о присутствии в образце ферромагнитной составляющей в виде кластеров, которые, по-видимому, обуславливают формирование супермагнитного состояния. Последнее наиболее вероятно связано с образованием мелкодисперсных (размером 1–10 nm) кластеров ферро-

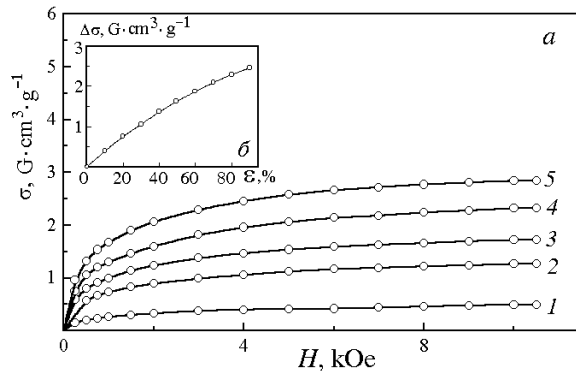


Рис. 1. Зависимости $\sigma(H)$ (а) и $\Delta\sigma(\epsilon)$ (б) образцов деформированной стали 05Г20: а: 1 – $\epsilon = 0\%$, 2 – 20, 3 – 40, 4 – 60, 5 – 90; б – $H = 10$ кОе

магнитной ОЦК- α -фазы, количество которых составляет 0.2 vol.% в структуре. С ростом степени обжатия ϵ зависимости $\sigma(H)$ располагаются существенно выше по величине σ относительно исходной кривой, при этом нелинейный характер увеличивается (рис. 1,а). Данные кривые $\sigma(H)$, как и в исходном состоянии, проходят через начало координат без признаков проявления гистерезиса, что свидетельствует о

росте объемной доли кластеров α -фазы, однако их размеры практически не изменяются. При максимальной степени обжатия $\epsilon \approx 90\%$ количество α -фазы составляет порядка 1.2 vol.%.

На рис. 1,б показана зависимость приращения $\sigma(\epsilon)$ ($\Delta\sigma(\epsilon) = \sigma(\epsilon)_H - \sigma(\epsilon)_0$) для образцов деформированной стали 05Г20, построенная по кривым $\sigma(H)$ (рис. 1,а) для величины $H = 10$ кОе. Видно, что с повышением степени обжатия ϵ значение $\Delta\sigma$ монотонно возрастает, что свидетельствует о монотонном увеличении количества α -фазы.

Таким образом, возникающая при пластической деформации ГПУ- ϵ -фаза является парамагнитной и, следовательно, не может привести к наблюдаемой нелинейной зависимости $\sigma(H)$. Существенный прирост удельной намагниченности с увеличением степени обжатия ϵ (при $\epsilon = 90\%$ значение σ выше в 7 раз, чем при $\epsilon = 0$), наличие нелинейной зависимости $\sigma(H)$, а также отсутствие гистерезиса в данных кривых могут быть обусловлены монотонным возрастанием ферромагнитной ОЦК- α -фазы, которая, очевидно, имеет кластерный характер.

2. Метастабильная сталь 03X18H8

На рис. 2,а представлены зависимости $\sigma(H)$ для образцов метастабильной двухфазной ($\gamma+\alpha$)-стали 03X18H8 после ИПД одноосным сжатием в алмазных наковальнях со степенями обжатия ϵ до 90% при комнатной температуре. После закалки структура стали содержит 95% ГЦК- γ -фазы и 5% ОЦК- α -фазы. Поэтому как в исходном (недеформированном) состоянии, так и после ИПД исследованные образцы являются ферромагнетиками, которые характеризуются величиной намагниченности насыщения σ_s в пределах 40–58 $G \cdot cm^3 \cdot g^{-1}$, узкой петлей гистерезиса и значением коэрцитивной силы $H_c \approx 20$ Ое. С повышением степени обжатия ϵ величина $\Delta\sigma_s$ растет, а после достижения максимума ($\epsilon = 40\%$) – уменьшается (рис. 2,б). В деформированных образцах так-же обнаружено уменьшение начальной восприимчивости χ_0 от 0.33 (при $\epsilon =$

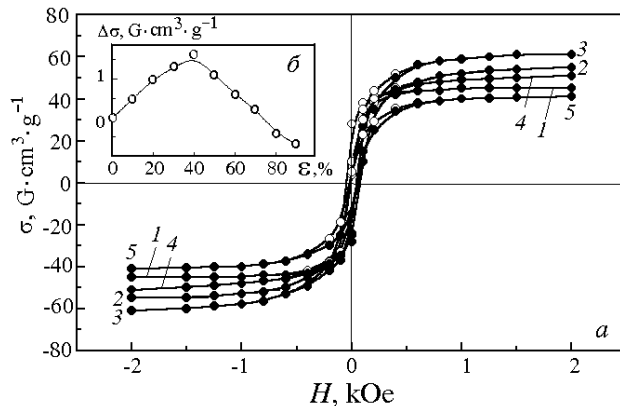


Рис. 2. Зависимости $\sigma(H)$ (а) и $\Delta\sigma(\epsilon)$ (б) образцов деформированной стали 03X18H8: а: 1 – $\epsilon = 0\%$, 2 – 20, 3 – 40, 4 – 60, 5 – 90; б – $H = 10$ kOe

= 0) до $0.28 \text{ cm}^3 \cdot \text{g}^{-1}$ ($\epsilon \approx 40\%$), при этом величина коэрцитивной силы H_c практически не изменяется.

На наш взгляд, можно предложить следующие причины наблюдаемых изменений магнитных свойств образцов стали 03X18H8 при ИПД. Рост намагниченности насыщения σ_s может свидетельствовать об образовании в

процессе пластической деформации ферромагнитных выделений, кластеров либо фазы, обогащенной железом или никелем. В этом случае удельная намагниченность σ_s будет превышать величину σ_s стали 03X18H8 в более гомогенном (исходном) состоянии. Если предположить, что данные выделения имеют никелевую основу (они возможны на границах зерен при пластической деформации), то их содержание по изменению величины приращения σ при $\epsilon \approx 40\%$ можно оценить в 8.5 mass%, а в случае выделений на основе железа – 3 mass%. Для окончательного выяснения природы данных выделений необходимы дальнейшие исследования. Уменьшение начальной восприимчивости с ростом ϵ , по-видимому, обусловлено повышением уровня внутренних остаточных напряжений.

Снижение намагниченности насыщения при $\epsilon > 40\%$ связано с преобладанием роли барического фактора над деформационным [9], что может приводить к уменьшению количества ферромагнитных фаз, обладающих меньшей удельной плотностью по сравнению с аустенитом.

3. Сталь Гадфильда 110Г13

Сталь Гадфильда в исходном состоянии является парамагнитной, т.е. имеет линейную зависимость $\sigma(H)$ (рис. 3,а, кривая 1). После закалки структура стали содержит 100% ГЦК- γ -фазы. После ИПД холодной прокаткой при комнатной температуре со степенями обжатия $\epsilon \geq 30\%$ наблюдается отчетливый гистерезис зависимости $\sigma(H)$, что однозначно свидетельствует о появлении ферромагнитной фазы (рис. 3,а, кривые 2 и 3). С ростом степени деформации ϵ величина σ возрастает (рис. 3,б). Появление ферромагнитной фазы может быть обусловлено образованием как ОЦК- α -фазы деформации, так и карбидов типа $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{C}$. Анализ результатов изменения величины коэрцитивной силы H_c позволил оценить размер частиц α -фазы, который составляет величину порядка $2 \cdot 10^{-7}$ м.

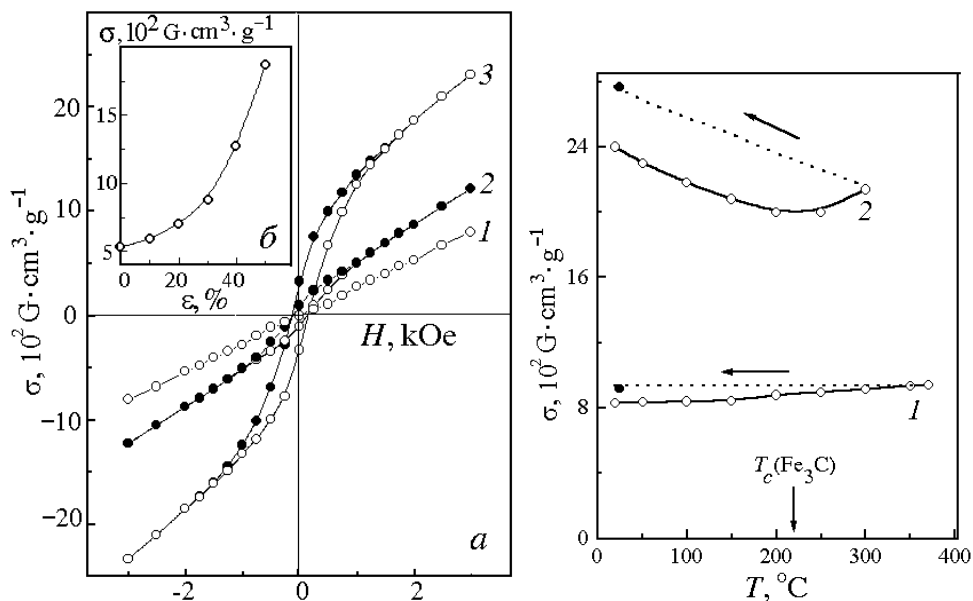


Рис. 3. Зависимости $\sigma(H)$ (а) и $\sigma(\varepsilon)$ (б) образцов деформированной стали Гадфильда: а: 1 – $\varepsilon = 0\%$, 2 – 30, 3 – 50; б – $H = 2.5$ kOe

Рис. 4. Зависимости $\sigma(T)$ образцов деформированной стали Гадфильда ($H = 3$ kOe): 1 – $\varepsilon = 0\%$, 2 – 50

Терромагнитные исследования $\sigma(T)$ показали, что для недеформированных образцов (рис. 4, кривая 1) намагниченность слабо возрастает по мере увеличения температуры. Однако температурная зависимость σ образцов стали Гадфильда после деформации со степенью $\varepsilon = 50\%$ (рис. 4, кривая 2) существенно отличается от $\sigma(T)$ недеформированных образцов. При повышении температуры до $T \approx 240^\circ\text{C}$ удельная намагниченность уменьшается, а далее с ростом температуры при $T > 240^\circ\text{C}$ величина σ начинает расти, при этом ход зависимости $\sigma(T)$ при нагреве выше 240°C имеет необратимый характер. Вогнутый ход кривой $\sigma(T)$ при нагреве свидетельствует о присутствии ферромагнитных карбидов типа $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{C}$, имеющих температуру Кюри $T_c \approx 215^\circ\text{C}$ (отмечена стрелкой на рис. 4). Поскольку при данной температуре намагниченность в деформированном состоянии остается существенно выше, чем величина σ в недеформированном состоянии, то, следовательно, можно заключить, что основной вклад в повышение намагниченности при холодной прокатке вносит не цементит, а α -мартенсит деформации, для которого $T_c \sim 600^\circ\text{C}$. Рост намагниченности при $T > 240^\circ\text{C}$ связан с распадом аустенита на ферритокарбидную смесь. Это примерно на 180°C ниже, чем для недеформированной стали в закаленном состоянии, что, по-видимому, обусловлено наличием зародышей α -фазы в деформированной стали Гадфильда.

4. Аустенитная сталь 45Г17Ю3

Аналогичные явления, обнаруженные выше, наблюдаются и в случае стабильной марганцевой аустенитной стали 45Г17Ю3, которая так же, как и сталь Гадфильда, в исходном состоянии содержит 100% ГЦК- γ -фазы и, следовательно, является парамагнитной (рис. 5,а, кривая 1). Предварительная ИПД холодной прокаткой образцов стали 45Г17Ю3 при комнатной температуре с логарифмическими степенями деформации $\varepsilon > 20-90\%$ (рис. 5,а, кривые 2-5) приводит к появлению отчетливого гистерезиса в зависимостях $\sigma(H)$, что свидетельствует об образовании ферромагнитной фазы, количество которой увеличивается с ростом степени ε . После ИПД со степенью $\varepsilon = 90\%$ количество α -мартенсита деформации в структуре образца, оцененное по приросту удельной намагниченности, составляет $\sim 2.3 \text{ mass\%}$. Так как в процессе ИПД не происходит заметного изменения коэрцитивной силы H_c , можно сделать вывод, что размеры кристаллов α -фазы не изменяются, но растет их число по мере увеличения степени обжатия ε (рис. 5,б).

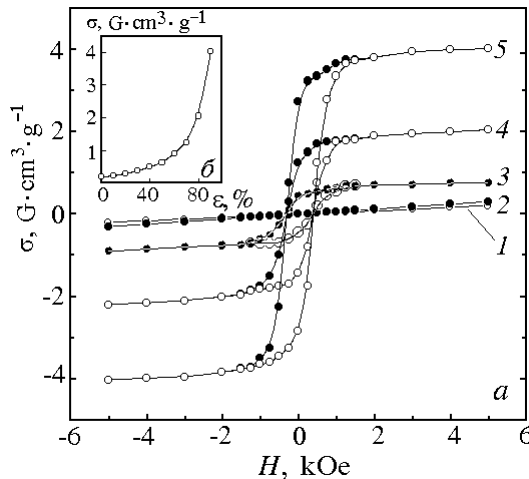


Рис. 5. Зависимости $\sigma(H)$ (а) и $\sigma(\varepsilon)$ (б) образцов деформированной стали 45Г17Ю3: а: 1 – $\varepsilon = 0\%$, 2 – 30, 3 – 60, 4 – 80, 5 – 90; б – $H = 5 \text{ kOe}$

Прилегающие к зоне некристаллографического сдвига области (левый верхний участок) имеют практически одну исходную ориентацию с монокристалльной дифракцией. Дис-

Оценка количества α -фазы по данным магнитометрического анализа внушает уверенность в перспективности использования метода ПЭМ для обнаружения α -мартенсита деформации в данной стали [11]. На рис. 6 представлено светлопольное изображение края полосы некристаллографического сдвига, в котором наблюдаются сильная фрагментация и разворот аустенитных фрагментов на большие углы после ИПД со степенью $\varepsilon = 90\%$. Микроэлектрограмма, полученная от этой зоны, является практически кольцевой (рис. 6, правый нижний

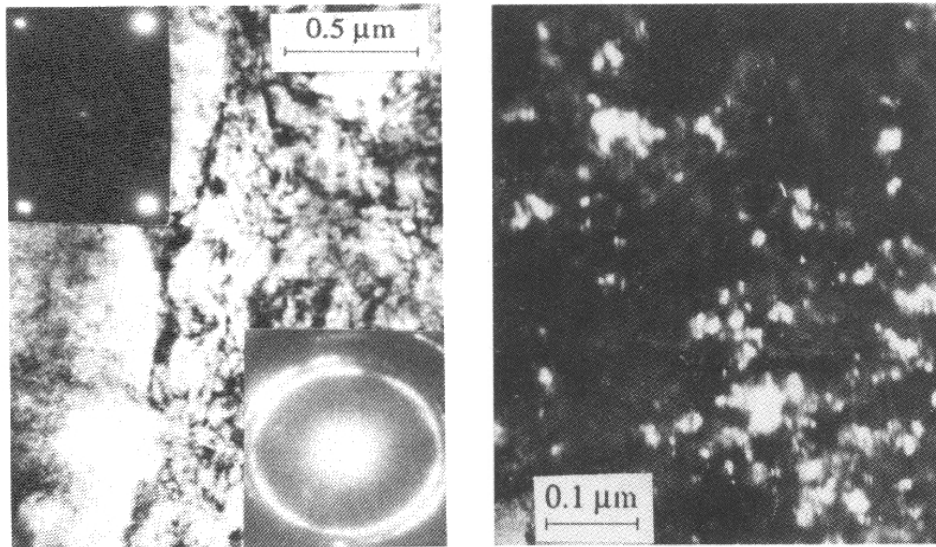


Рис. 6. Светлопольное изображение края полосы некристаллографического сдвига и микродифракции от разных ее участков (см. текст) структуры образца деформированной стали 45Г17Ю3 ($\epsilon = 90\%$, $T_{\text{def}} = 20^\circ\text{C}$)

Рис. 7. Темнопольное изображение дисперсных кристаллов α -мартенсита в рефлексе $(200)_\alpha$ для фрагментированного участка структуры образца деформированной стали 45Г17Ю3 ($\epsilon = 90\%$, $T_{\text{def}} = 20^\circ\text{C}$)

персные ферромагнитные кристаллы α -мартенсита обнаружены именно в фрагментированных участках некристаллографического сдвига. На рис. 7 приведено темнопольное изображение дисперсных кристаллов α -мартенсита в рефлексе типа $(200)_\alpha$. Размеры данных кристаллов находятся в пределах 3–20 нм, при этом их толщина составляет ~ 3 нм.

Анализ результатов термомагнитных исследований дает основание для предположения, что наличие зародышей α -фазы в структуре деформированной стали 45Г17Ю3 ($\epsilon = 90\%$) инициирует прямое $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение при последующем термическом отпуске в области $T = 550^\circ\text{C}$, а при повышении температуры до $T = 650^\circ\text{C}$ – обратное $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение (рис. 8).

5. Аустенитная сталь 10X18A0.6Г20

После закалки в структуре высокоазотистой стали 10X18A0.6Г20 (концентрация азота составляет 0.62 mass%) содержится 100% ГЦК- γ -фазы, которая считается суперстабильной по отношению к $\gamma \rightarrow \alpha$ -деформационному мартенситному превращению (ДМП) [7]. Прокатка образцов данной стали при комнатной температуре приводит к монотонному повышению твердости НРС с ростом степени деформации ϵ (рис. 9, кривая 1), что обусловлено возникновением в процессе деформации дефектов упаковки, деформационных двойников и кристаллов ГПУ- ϵ -мартенсита. Количество кристаллов ϵ -мартенсита возрастает с увеличением степени деформации, что подтверждается повышением дилатометрического эффекта $\Delta L/L$ (рис. 9,

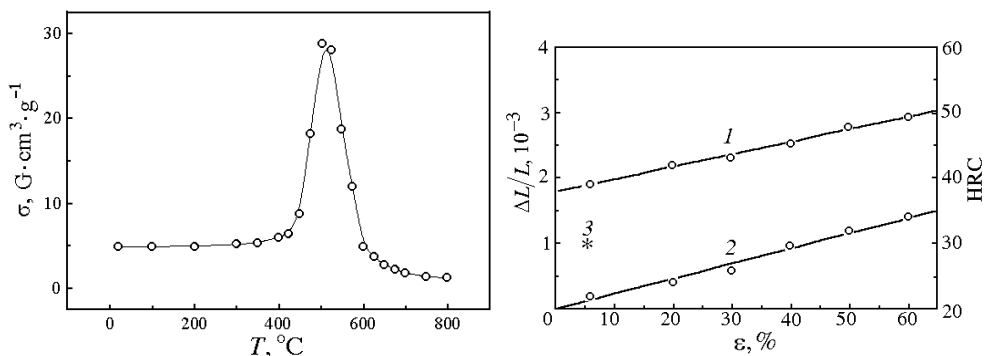


Рис. 8. Зависимость $\sigma(T)$ образца деформированной стали 45Г17Ю3 ($\varepsilon = 90\%$, $T_{\text{def}} = 20^\circ\text{C}$) (выдержка при данной температуре отпуска $\tau = 30 \text{ min}$)

Рис. 9. Зависимости HRC(ε) (1) и $\Delta L/L(\varepsilon)$ (2) образцов деформированной стали 10X18A0.6Г20 (3 – значение $\Delta L/L$ образца после деформации с $\varepsilon = 6\%$ при $T = -196^\circ\text{C}$)

кривая 2). Однако дилатометрический эффект после деформации при $T = -196^\circ\text{C}$ почти в 3 раза больше (на рис. 9 отмечено знаком *) по сравнению с деформацией при комнатной температуре, что обусловлено образованием ε -мартенсита деформации (за меру относительного содержания деформационных двойников и ε -мартенсита в соответствии с методикой [12] принимали величину дилатометрического эффекта $\Delta L/L = (L - L_1)/L_1$, где L и L_1 – длина образцов соответственно при комнатной температуре и после нагрева до 400°C).

В исходном состоянии сталь 10X18A0.6Г20 является парамагнитной (рис. 10, кривая 1). ИПД прокаткой при комнатной температуре до высоких степеней деформации ($\varepsilon \approx 95\%$) практически не изменяет ход зависимости

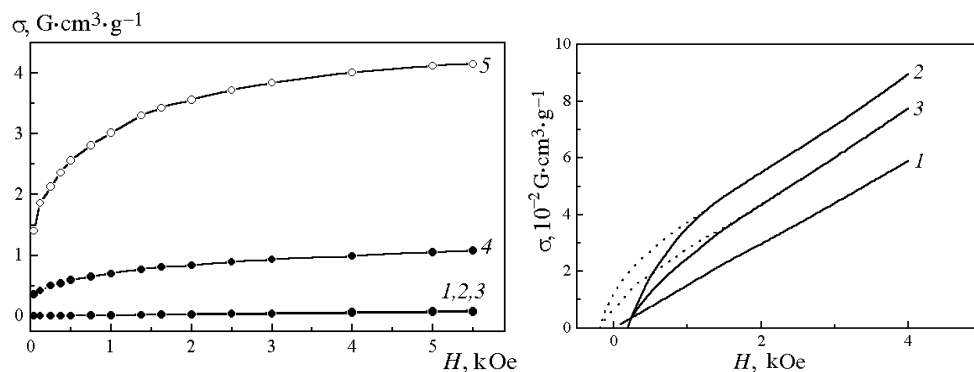


Рис. 10. Зависимости $\sigma(H)$ образцов деформированной стали 10X18A0.6Г20: 1 – $\varepsilon = 0$; 2 – прокатка, $\varepsilon = 60\%$; 3 – прокатка, $\varepsilon = 95\%$; 4 – кручение, $e \approx 10$, $P = 10 \text{ GPa}$; 5 – кручение, $e = 5$, $P = 10 \text{ GPa}$; 2–4 – $T_{\text{def}} = 20^\circ\text{C}$; 5 – $T_{\text{def}} = -196^\circ\text{C}$

Рис. 11. Зависимости $\sigma(H)$ образцов деформированной стали 10X18A0.6Г20: 1 – $\varepsilon = 0$; 2 – прокатка, $\varepsilon \approx 30\%$, $T_{\text{def}} = -196^\circ\text{C}$; 3 – прокатка, $\varepsilon \approx 30\%$, $T_{\text{def}} = -196^\circ\text{C}$ + термический отпуск при $T = 550^\circ\text{C}$ (выдержка $\tau = 20 \text{ min}$)

$\sigma(H)$, что подтверждает высокую стабильность высокоазотистого аустенита $\gamma \rightarrow \alpha$ -ДМП (рис. 10, кривые 2 и 3). Однако после деформации прокаткой со степенью $\varepsilon \approx 30\%$ при криогенной температуре $T_{\text{def}} \approx -196^\circ\text{C}$ наблюдается отчетливый гистерезис зависимости $\sigma(H)$ (рис. 11, кривая 2), что свидетельствует о появлении в аустените ферромагнитной ОЦК- α -фазы. После нагрева образца этой стали, содержащего ферромагнитную α -фазу, до температуры $T = 550^\circ\text{C}$ (изотермическая выдержка 20 min) и охлаждения до комнатной температуры гистерезис $\sigma(H)$ сохранился (рис. 11, кривая 3), что свидетельствует об отсутствии $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в этих условиях нагрева.

На рис. 12,а приведены изотермические зависимости $\sigma(H)$ образцов стали 10X18A0.6Г20 после деформации прокаткой со степенью $\varepsilon \approx 30\%$ при $T_{\text{def}} = -196^\circ\text{C}$, с помощью которых можно оценить температуру перехода ферромагнитной фазы в парамагнитное состояние. Анализ полученных результатов $\sigma(H)$ позволил построить зависимость приращения $\Delta\sigma$, обусловленного наличием ферромагнитной фазы, от температуры (рис. 12,б). Плавный (без перегибов) ход зависимости $\Delta\sigma(T)$ свидетельствует, что образец исследованной стали не содержит ферромагнитных фаз с $T_c > 400^\circ\text{C}$. По перегибу зависимости $\Delta\sigma(T)$ обнаружено, что температура Кюри образовавшейся при деформации ферромагнитной фазы составляет рекордно низкое значение $T_c \approx 400^\circ\text{C}$. Для определения температуры $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения образцы выдерживали 20 min при $T > 500^\circ\text{C}$, а затем при комнатной температуре измеряли зависимость $\sigma(H)$. Анализ показал, что после отжига при $T = 640^\circ\text{C}$ образец становится парамагнитным и имеет зависимость $\sigma(H)$, полностью совпадающую с аналогичной зависимостью для γ -фазы, т.е. температура $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения на 240°C выше температуры Кюри образовавшейся ферромагнитной фазы. Оценка по коэрцитивной силе $H_c = 200$ Oe дает размер кристаллов α -мартенсита порядка 10–20 nm, а концентрация мартенситных кристаллов, вычисленная по приросту намагниченности $\Delta\sigma$, составляет ~ 0.02 mass%. Можно предположить, что данная концентрация α -мартенсита обусловлена $\varepsilon \rightarrow \alpha$ -превращением в сильно фрагментированных участках полос некристаллографического сдвига.

Если вышесказанное предположение верно, то концентрацию участков, имеющих сильно фрагментированную структуру, можно увеличить, используя ИПД кручением под высоким давлением в наковальнях Бриджмена [13]. После ИПД кручением стали 10X18A0.6Г20 в наковальнях Бриджмена со степенью $e = 10$ ($P = 10$ GPa) уже при комнатной температуре обнаружен гистерезис зависимости $\sigma(H)$ (см. рис. 10, кривая 4) и примерно в 10 раз увеличение удельной намагниченности, что свидетельствует о значительно большей концентрации (~ 0.2 mass%) ферромагнитной фазы. Структурные исследования методом ПЭМ показали, что сформированная γ -фаза при ИПД является ультрамикроструктурной с размерами зерен-фрагментов ~ 100 nm и между фрагментами имеет место значительная азимутальная ра­зориентировка (рис. 13).

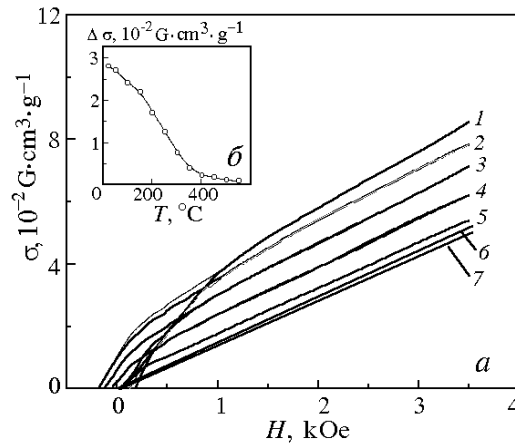


Рис. 12. Зависимости $\sigma(H)$ (а) и $\Delta\sigma(T)$ (б) образцов деформированной стали 10X18A0.6Г20 (прокатка, $\epsilon \approx 30\%$, $T_{\text{def}} = -196^\circ\text{C}$): а: 1 – $T_{\text{meas}} = 20^\circ\text{C}$; 2 – 100; 3 – 200; 4 – 300; 5 – 450; 6 – 550; 7 – 550 ($\epsilon = 0$)

ИПД со степенью $e = 5$ ($P = 10$ GPa) при криогенной температуре $T_{\text{def}} = -196^\circ\text{C}$ существенно увеличивает концентрацию ферромагнитной фазы до ≈ 2 mass% (см. рис. 10, кривая 5). Термомагнитные измерения показали, что при температуре $T = 550^\circ\text{C}$ начинается заметный рост удельной намагниченности, которая существенно увеличивается при возврате к комнатной температуре. Это свидетельствует о распаде аустенита, инициированном высокой концентрацией микросталлитов α -мартенсита, с образованием феррита. Данный факт подтверждается электронно-микроскопическими исследованиями (рис. 14), где в сильно фрагментированной нанокристалличе-

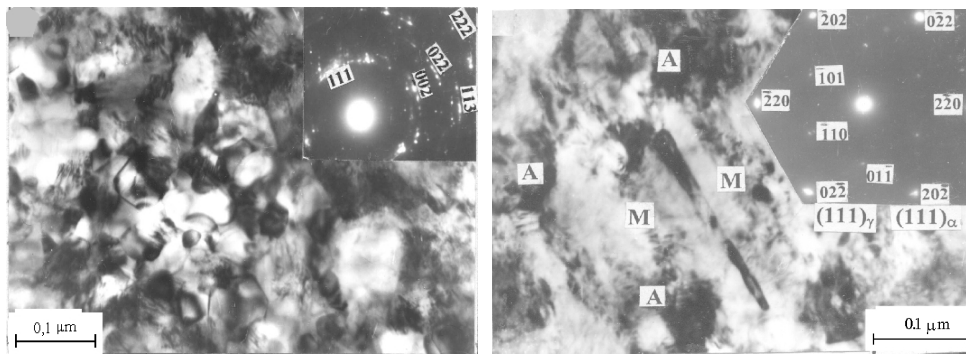


Рис. 13. Светлопольное изображение фрагментированной структуры образца деформированной стали 10X18A0.6Г20 (кручение, $e \approx 10$, $P = 10$ GPa, $T_{\text{def}} = 20^\circ\text{C}$) (в правом верхнем углу приведена микродифракция от данного участка)

Рис. 14. Светлопольное изображение участка фрагментированной структуры образца деформированной стали 10X18A0.6Г20 (кручение, $e \approx 5$, $P = 10$ GPa, $T_{\text{def}} = -196^\circ\text{C}$): А – аустенит; М – мартенсит (в правом верхнем углу приведена микродифракция от данного участка для кристаллов α -мартенсита в рефлексе типа $(111)_\alpha(110)_\alpha$ и аустенита в рефлексе $(111)_\gamma(220)_\gamma$)

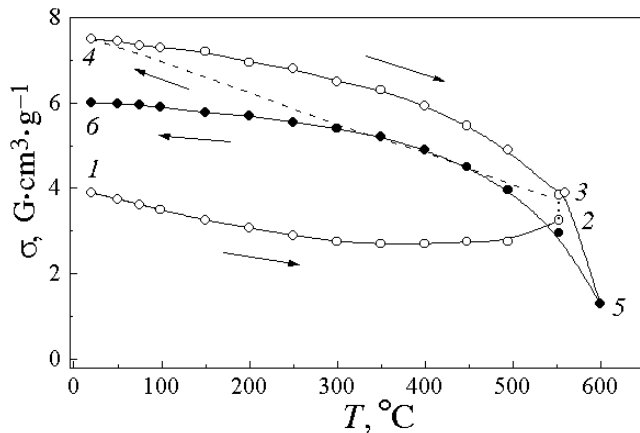


Рис. 15. Зависимости $\sigma(T)$ образцов деформированной стали 10X18A0.6Г20 (кручение, $e \approx 5$, $P = 10$ ГПа, $T_{\text{def}} = -196^\circ\text{C}$): 1–6 – циклы нагрева и охлаждения

ской структуре аустенита отчетливо выявляются области α -фазы. На рис. 15 видно, что виртуальная температура Кюри α -мартенсита составляет $\sim 620^\circ\text{C}$. Распад аустенита в области температур порядка $T = 550^\circ\text{C}$, не наблюдавшийся ранее, вероятно, обусловлен не только более высокой концентрацией микрорекристаллитов α -мартенсита, но и процессами расслоения при ИПД сталей [14]. Это приводит к образованию микрообластей с пониженным содержанием марганца, которые близки к метастабильному состоянию аустенита в данной стали.

Выводы

Исследована зависимость удельной намагниченности σ от напряженности магнитного поля H для образцов различных метастабильных и стабильных аустенитных сталей после деформации различными методами ИПД.

Полученные результаты свидетельствуют, что использование ИПД в условиях высокого давления может приводить к значительной дестабилизации стабильных аустенитных сталей по отношению к $\gamma(\epsilon) \rightarrow \alpha$ -ДМП и изменению магнитных свойств ферромагнитной фазы. Отмечено, что в стали 10X18A0.6Г20 образовавшийся мартенсит деформации имеет рекордно низкую температуру Кюри для ферромагнитной α -фазы $T_c \approx 400^\circ\text{C}$.

1. М.А. Филиппов, В.С. Литвинов, Ю.Р. Немировский, Стали с метастабильным аустенитом, Металлургия, Москва (1988).
2. В.В. Сагарадзе, А.И. Уваров, Упрочнение аустенитных сталей, Наука, Москва (1989).
3. В.М. Efros, S.V. Gladkovskii, L.V. Loladze, High Pressure Research **5**, 900 (1990).
4. В.А. Завалишин, А.И. Дерягин, В.В. Сагарадзе, Л.Г. Кориунов, ФММ **62**, 916 (1986).
5. В.А. Шабашов, С.В. Мамаев, Г.А. Волков, ФММ **75**, № 1, 54 (1993).
6. М.И. Гольдштейн, С.В. Грачев, Ю.Г. Векслер, Специальные стали, Металлургия, Москва (1985).
7. А.С. Domareva, А.А. Dobrikov, В.М. Efros, Y.E. Beygelzimer, V.N. Varyukhin, High Pressure Research **15**, 221 (1997).
8. В.М. Efros, V.P. Pilyugin, S.V. Gladkovskii, Defects and Diffusion Forum **208–209**, 263 (2002).
9. В.И. Beresnev, В.М. Efros, Physica **139**, 910 (1986).

10. И.В. Свечкарев, ПТЭ № 4, 142 (1963).
11. Л.М. Утевский, Дифракционная электронная микроскопия, Металлургия, Москва (1973).
12. Т.П. Васечкина, В.Г. Пушин, А.Н. Уксусников, А.И. Уваров, ФММ **46**, 965 (1978).
13. В.П. Пилюгин, Б.М. Эфрос, С.В. Гладковский, А.М. Пацелов, Е.Г. Чернышев, ФТВД **11**, № 2, 78 (2000).
14. В.А. Завалишин, А.И. Дерягин, В.В. Сагарадзе, ФММ **92**, № 1, 51 (2001).

A.I. Deryagin, B.M. Efros, V.A. Zavalishin, L.V. Loladze, N.B. Efros, V.P. Pilyugin

INFLUENCE OF SEVERE PLASTIC DEFORMATION ON THE FORMATION OF α -MARTENSITE IN METASTABLE AND STABLE AUSTENITIC STEELS

Influence of severe plastic deformation (SPD) on γ -phase destabilization in metastable and stable austenitic steels has been studied. It is shown that an increase in the degree and a decrease in the temperature of deformation result in the formation of ferromagnetic phase in materials under investigation.

Fig. 1. $\sigma(H)$ (a) and $\Delta\sigma(\varepsilon)$ (b) dependences of specimens of the deformed steel 05Г20: a: 1 – $\varepsilon = 0\%$, 2 – 20, 3 – 40, 4 – 60, 5 – 90; б – $H = 10$ kOe

Fig. 2. $\sigma(H)$ (a) and $\Delta\sigma(\varepsilon)$ (b) dependences of specimens of the deformed steel 03X18H8: a: 1 – $\varepsilon = 0\%$, 2 – 20, 3 – 40, 4 – 60, 5 – 90; б – $H = 10$ kOe

Fig. 3. $\sigma(H)$ (a) and $\sigma(\varepsilon)$ (b) dependences of specimens of the deformed Hadfield steel: a: 1 – $\varepsilon = 0\%$, 2 – 30, 3 – 50; б – $H = 2.5$ kOe

Fig. 4. $\sigma(T)$ dependences of specimens of the deformed Hadfield steel ($H = 3$ kOe): 1 – $\varepsilon = 0\%$, 2 – 50

Fig. 5. $\sigma(H)$ (a) and $\sigma(\varepsilon)$ (b) dependences of specimens of the deformed steel 45Г17Ю3: a: 1 – $\varepsilon = 0\%$, 2 – 30, 3 – 60, 4 – 80, 5 – 90; б – $H = 5$ kOe

Fig. 6. Bright-field image of the edge of non-crystallographic shear band and of microdiffraction from its different sections (see the text) for the structure of the specimen of undeformed steel 45Г17Ю3 ($\varepsilon = 90\%$, $T_{\text{def}} = 20^\circ\text{C}$)

Fig. 7. Dark-field image of α -martensite disperse crystals in reflex $(200)_\alpha$ for the fragmented portion of deformed-steel 45Г17Ю3 specimen structure ($\varepsilon = 90\%$, $T_{\text{def}} = 20^\circ\text{C}$)

Fig. 8. $\sigma(T)$ dependence of a specimen of the deformed steel 45Г17Ю3 ($\varepsilon = 90\%$, $T_{\text{def}} = 20^\circ\text{C}$) (for the given tempering temperature, $\tau = 30$ min)

Fig. 9. HRC(ε) (1) and $\Delta L/L(\varepsilon)$ (2) dependences of specimens of the deformed steel 10X18A0.6Г20 (3 – $\Delta L/L$ value of as-deformed specimen with $\varepsilon = 6\%$, $T = -196^\circ\text{C}$)

Fig. 10. $\sigma(H)$ dependences of specimens of the deformed steel 10X18A0.6Г20: 1 – $\varepsilon = 0$; 2 – rolling, $\varepsilon = 60\%$; 3 – rolling, $\varepsilon = 95\%$; 4 – torsion, $e \approx 10$, $P = 10$ GPa; 5 – torsion, $e = 5$, $P = 10$ GPa; 2–4 – $T_{\text{def}} = 20^\circ\text{C}$; 5 – $T_{\text{def}} = -196^\circ\text{C}$

Fig. 11. $\sigma(H)$ dependences of specimens of the deformed steel 10X18A0.6Г20: 1 – $\varepsilon = 0$; 2 – rolling, $\varepsilon \approx 30\%$, $T_{\text{def}} = -196^\circ\text{C}$; 3 – rolling, $\varepsilon \approx 30\%$, $T_{\text{def}} = -196^\circ\text{C}$ + thermal tempering, $T = 550^\circ\text{C}$ ($\tau = 20$ min)

Fig. 12. $\sigma(H)$ (a) and $\Delta\sigma(T)$ (b) dependences of specimens of the deformed steel

10X18A0.6Г20 (rolling, $\varepsilon \approx 30\%$, $T_{\text{def}} = -196^\circ\text{C}$): *a*: 1 – $T_{\text{meas}} = 20^\circ\text{C}$; 2 – 100; 3 – 200; 4 – 300; 5 – 450; 6 – 550; 7 – 550 ($\varepsilon = 0$)

Fig. 13. Bright-field image of the fragmented structure of deformed steel 10X18A0.6Г20 specimen (torsion, $e \approx 10$, $P = 10$ GPa, $T_{\text{def}} = 20^\circ\text{C}$) (in the right upper corner, a microdiffraction from that section is shown)

Fig. 14. Bright-field image of a section of the fragmented structure of the deformed steel 10X18A0.6Г20 specimen (torsion, $e \approx 5$, $P = 10$ GPa, $T_{\text{def}} = -196^\circ\text{C}$): A – austenite; M – martensite (in the right upper corner, a microdiffraction from that section is shown for α -martensite crystals in reflex of the $(111)_\alpha\langle 110 \rangle_\alpha$ type and for austenite in reflex $(111)_\gamma\langle 220 \rangle_\gamma$)

Fig. 15. $\sigma(T)$ dependences of deformed steel 10X18A0.6Г20 specimens (torsion, $e \approx 5$, $P = 10$ GPa, $T_{\text{def}} = -196^\circ\text{C}$): 1–6 – heating and cooling cycles