



УДК 621.762:669.018

DOI 10.17073/0368-0797-2025-3-280-286



Оригинальная статья
Original article

МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ С КРУПНОЗЕРНИСТОЙ И УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ ПРИ КРУЧЕНИИ

Н. А. Клевцова¹, Р. З. Валиев², Г. В. Клевцов¹✉, М. В. Фесенюк³,
И. Н. Пигалева¹, В. М. Балашов¹

¹ Тольяттинский государственный университет (Россия, 445667, Самарская обл., Тольятти, Белорусская ул., 14)

² Уфимский университет науки и технологий (Россия, 450000, Республика Башкортостан, Уфа, ул. К. Маркса, 12)

³ АО ПО «Стрела» (Россия, 460005, Оренбург, ул. Шевченко, 26)

✉ klevtsov11948@mail.ru

Аннотация. В работе исследованы мартенситные превращения в различных областях поверхности излома образцов из крупнозернистой (КЗ) и ультрамелкозернистой (УМЗ) стали Fe–0,02C–18Cr–8Ni после испытания на кручение. Авторы изучили тонкую структуру УМЗ стали на просвечивающем электронном микроскопе JEM-2100 и провели испытания на твердость с помощью твердомера TN 300. Статическое растяжение цилиндрических образцов диаметром 3 мм выполняли при температуре 20 °С на универсальной испытательной машине H50KT. Испытания на кручение цилиндрических образцов диаметром 10 мм и длиной 100 мм проводили при температуре 20 °С на установке МК-50. Равноканальное угловое прессование, формируя УМЗ структуру, повышает механические свойства стали при растяжении и кручении, а также способствует стабилизации аустенитной структуры стали Fe–0,02C–18Cr–8Ni при кручении. На поверхности изломов образцов из КЗ стали формируется 100 % α-мартенсита. На поверхности изломов образцов из УМЗ стали максимальное количество α-мартенсита (30 %) образуется в периферийной области излома, а минимальное (15 %) – в его центральной части. Авторы провели сравнительный анализ распределения мартенситных фаз на поверхности изломов образцов после испытания на кручение с распределением мартенситных фаз в образцах той же стали после интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК), когда образуется как ε-, так и α-мартенсит. Отсутствие ε-мартенсита на поверхности изломов образцов из КЗ и УМЗ стали Fe–0,02C–18Cr–8Ni при кручении авторы связывают с незначительным для данного вида нагружения давлением, меньшим, чем в процессе ИПДК.

Ключевые слова: аустенитная сталь, испытание на кручение, излом, рентгеноструктурный фазовый анализ, α- и ε-мартенсит, равноканальное угловое прессование (РКУП), интенсивная пластическая деформация кручением (ИПДК), крупнозернистая (КЗ) и ультрамелкозернистая (УМЗ) структуры

Для цитирования: Клевцова Н.А., Валиев Р.З., Клевцов Г.В., Фесенюк М.В., Пигалева И.Н., Балашов В.М. Мартенситные превращения в метастабильной аустенитной стали с крупнозернистой и ультрамелкозернистой структурой при кручении. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2025;68(3):280–286. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-3-280-286>

MARTENSITIC TRANSFORMATIONS IN METASTABLE AUSTENITIC STEEL WITH COARSE-GRAINED AND ULTRAFINE-GRAINED STRUCTURE DURING TORSION

N. A. Klevtsova¹, R. Z. Valiev², G. V. Klevtsov¹✉, M. V. Fesenyuk³,
I. N. Pigaleva¹, V. M. Balashov¹

¹ Togliatti State University (14 Belorusskaya Str., Togliatti, Samara Region 445667, Russian Federation)

² Ufa University of Science and Technology (12 K. Marksa Str., Ufa, Republic of Bashkortostan 450000, Russian Federation)

³ JSC Production Association “Strela” (26 Shevchenko Str., Orenburg 460005, Russian Federation)

✉ klevtsov11948@mail.ru

Abstract. The X-ray method was used to study martensitic transformations in different areas on the fracture surface of the samples made of coarse-grained (CG) and ultrafine-grained (UFG) Fe–0.02C–18Cr–8Ni steel after torsion testing. The fine structure of UFG steel was analyzed

on JEM-2100 transmission electron microscope (TEM). The authors carried out the steel hardness tests on TN 300 hardness tester. Static tension of cylindrical samples with a diameter of 3 mm was performed at a temperature of 20 °C on N50KT universal testing machine. Torsion testing of cylindrical samples with a working part diameter of 10 mm and a length of 100 mm was carried out at a temperature of 20 °C using MK-50 unit. The equal-channel angular pressing (ECAP), forming UFG structure, improves the mechanical properties of steel under tension and torsion, and also helps to stabilize the austenitic structure of Fe–0.02C–18Cr–8Ni steel under torsion. 100 % of α -martensite is formed on the fracture surface of CG steel samples, regardless of the X-ray diffraction area. On the fracture surface of UFG steel samples, the maximum amount of α -martensite (30 %) is formed in the peripheral area of the fracture; the minimum amount of α -martensite (15 %) – in the fracture central part. The authors made a comparative analysis of the martensitic phases distribution on the samples fracture surface after torsion testing with the martensitic phases distribution in the samples of the same steel after severe plastic deformation by torsion (SPDT), when both ϵ - and α -martensite are formed. The absence of ϵ -martensite on the fracture surface of the samples made of CG and UFG Fe–0.02C–18Cr–8Ni steel during torsion is associated with an insignificant pressure for this type of loading, less than in the SPDT process.

Keywords: austenitic steel, torsion testing, fracture, X-ray phase analysis, α - and ϵ -martensite, equal-channel angular pressing (ECAP), severe plastic deformation by torsion (SPDT), coarse-grained (CG) and ultrafine-grained (UFG) structures

For citation: Klevtsova N.A., Valiev R.Z., Klevtsov G.V., Fesenyuk M.V., Pigaleva I.N., Balashov V.M. Martensitic transformations in metastable austenitic steel with coarse-grained and ultrafine-grained structure during torsion. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(3):280–286.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-3-280-286>

ВВЕДЕНИЕ

Аустенитные стали, обладая высокими механическими и технологическими свойствами, находят широкое применение в медицине, химической промышленности, машиностроении, приборостроении и других отраслях техники [1–4]. Однако в процессе охлаждения и деформации некоторые стали данного класса проявляют склонность к мартенситным превращениям, которые не всегда однозначно влияют на механические и физические свойства [4–6]. Последнее затрудняет прогнозирование поведения таких сталей в реальных условиях эксплуатации и ограничивает возможности их применения.

Известно, что в метастабильных аустенитных сталях возможны как $\gamma \rightarrow \alpha$, так и $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ мартенситные превращения. За последнее время достигнуты значительные успехи в понимании природы α - и ϵ -мартенсита в аустенитных сталях и сплавах [7–12]. Мартенситные превращения с образованием ϵ -мартенсита наиболее полно изучены в марганцовистых сталях и сплавах [1; 10–12]. В хромоникелевых сталях $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ превращение изучено довольно слабо, так как наблюдаемое количество ϵ -фазы, как правило, не превышает 15 % [11–14]. Особый интерес представляют мартенситные превращения, происходящие в наноструктурированных метастабильных аустенитных сталях с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой, полученной методами интенсивной пластической деформации (ИПД): равноканальным угловым прессованием (РКУП), интенсивной пластической деформацией кручением (ИПДК), всесторонней изотермической ковкой или иными методами [15]. Мартенситные превращения в аустенитных сталях при РКУП и ИПДК рассмотрены, например, в работах [4; 16; 17]. В частности, отмечено [17], что при определенных режимах ИПДК в условиях высокого гидростатического давления в метастабильных аустенитных сталях возможны не только прямые, но и обратные мартенситные превращения.

Говоря о применении аустенитных Cr–Ni сталей с УМЗ структурой в медицине, следует отметить, что многие изделия-имплантаты (винты, спицы и т.д.) работают на кручение. Поэтому образование мартенситных фаз в процессе ИПД таких сталей или в процессе эксплуатации медицинских изделий может повлиять не только на прочностные свойства изделий, но и на биосовместимость материала. Однако влияние мартенситных фаз на свойства аустенитных УМЗ материалов при кручении остается недостаточно изученным. Кроме того, изучение мартенситных превращений при кручении УМЗ аустенитных сталей позволит расширить представление о физической природе и механизмах мартенситных превращений в сталях данного класса при различных видах нагружения.

Целью работы является определение влияния различных методов ИПД (РКУП и ИПДК) на механизм мартенситных превращений в аустенитной Cr–Ni стали, а также установление связи интенсивности мартенситных превращений с механизмом разрушения крупнозернистой (КЗ) и УМЗ аустенитной стали при деформации кручением.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве исследуемого материала была выбрана аустенитная сталь Fe–0,02C–18Cr–8Ni (мас. %, 0,023 C; 17,95 Cr; 7,95 Ni; 1,85 Mn; 0,6 Cu; 0,38 Si; 0,35 Mo; 0,15 Co). Сталь исследовали в исходном КЗ состоянии после закалки в воде от температуры 1050 °C с выдержкой 1 ч и в УМЗ состоянии после РКУП. Равноканальное угловое прессование стали проводили по следующему режиму: закалка по вышеуказанному режиму + РКУП при температуре 350 °C (маршрут Вс, количество проходов $n = 4$, угол между каналами $\phi = 1200$) [15].

Структуру КЗ стали изучали на металлографическом микроскопе Axiovert 40 MAT. Тонкую структуру УМЗ стали исследовали в просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) JEM-2100. Твердость опреде-

ляли на твердомере ТН 300. Статическое растяжение цилиндрических образцов диаметром 3 мм выполняли при температуре 20 °С на универсальной испытательной машине Н50КТ. Испытание на кручение цилиндрических образцов с диаметром рабочей части 10 мм и длиной 100 мм проводили при температуре 20 °С на установке МК-50 согласно ГОСТ 3565 – 80 с учетом ГОСТ Р 50581 – 93 (ИСО 6475 – 89). По диаграмме «Крутящий момент – угол закручивания» рассчитывали пределы прочности (τ_k), текучести ($\tau_{0,3}$) и относительный сдвиг (g) при кручении [18]. Микрофрактографические исследования изломов проводили в растровом электронном микроскопе (РЭМ) JCM-6000 фирмы JEOL.

Объемное содержание мартенситных фаз в эффективно рассеивающем слое материала в различных участках на поверхности образцов или изломов определяли по интегральной интенсивности дифракционных линий (111) K_α γ -фазы, (110) K_α α -фазы и (101) K_α ε -фазы [5; 19]. Выбор этих линий обоснован тем, что они связаны условием одновариантного фазового превращения, т. е. исходная ориентировка матричной фазы после превращения образует новые фазы в ориентации, почти полностью описываемой выбранными линиями [20], что сводит к минимуму влияние текстуры на соотношение интенсивностей вышеуказанных линий. Расчет процентного содержания γ -аустенита, α - и ε -мартенсита производили по формулам [5; 19]:

$$V_\gamma = \frac{C_1 I_{111\gamma}}{C_1 I_{111\gamma} + C_2 I_C + C_3 I_{101\varepsilon}} \cdot 100 \%;$$

$$V_\alpha = \frac{C_2 I_C - C_4 I_{101\varepsilon}}{C_1 I_{111\gamma} + C_2 I_C + C_3 I_{101\varepsilon}} \cdot 100 \%;$$

$$V_\varepsilon = \frac{C_5 I_{101\varepsilon}}{C_1 I_{111\gamma} + C_2 I_C + C_3 I_{101\varepsilon}} \cdot 100 \%.$$

Коэффициенты $C_1 \dots C_5$ для FeK_α излучений представлены в табл. 1. За $I_{111\gamma}$, $I_{101\varepsilon}$ и $I_C = I_{110\alpha} + I_{002\varepsilon}$ принимали интегральную интенсивность соответствующих дифракционных линий (в последнем случае на линию (110) K_α α -фазы накладывается линия (002) K_α ε -фазы).

Рентгенографирование поверхности изломов, имеющих шероховатость и степень искаженности кристаллической структуры материала, приводит к ушире-

нию рентгеновских дифракционных линий. Поэтому в отдельных случаях наблюдалось неполное разделение линий (110) K_α α -фазы и (111) K_α γ -фазы. Тогда графическое разделение данных линий осуществляли, основываясь на требовании симметричности линий [19]. Съемку поверхности образцов и изломов проводили на рентгеновском дифрактометре ДРОН-2.0 ($U = 22$ кВ, $I = 8$ мА) в FeK_α излучении.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Структура и механические свойства стали Fe–0,02C–18Cr–8Ni

Сталь Fe–0,02C–18Cr–8Ni в исходном состоянии имела однофазную структуру γ -железа со средним размером зерна 30 мкм (рис. 1, а). После РКУП наблюдается вытянутая полосовая УМЗ структура. На фоне развивающейся ячеистой структуры образуются микрополосы и полосы сдвига (рис. 1, б). В теле мезополос имеет место высокая плотность дислокаций, их скопления и клубки. Средний размер зерна составляет 0,55 мкм. Рентгеноструктурный фазовый анализ показал, что после РКУП сталь сохраняет однофазную структуру γ -железа. Механические свойства стали при растяжении и кручении представлены в табл. 2.

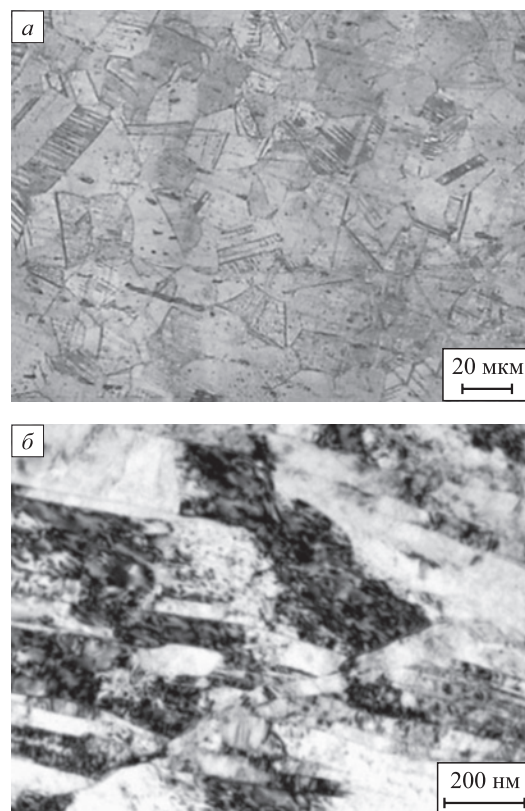


Рис. 1. Микроструктура стали Fe–0,02C–18Cr–8Ni в КЗ (а) и УМЗ (б) состоянии

Fig. 1. Microstructure of CG (a) and UFG (b) Fe–0.02C–18Cr–8Ni steel

Таблица 1. Коэффициенты для расчета объемного содержания фаз для FeK_α -излучения

Table 1. Coefficients for calculating the volumetric phase content for FeK_α radiation

Вид излучения	C_1	C_2	C_3	C_4	C_5
FeK_α	2,459	1,799	2,025	0,444	2,469

Таблица 2. Средний размер зерна и механические свойства стали Fe–0,02C–18Cr–8Ni в КЗ и УМЗ состоянии при растяжении и кручении

Table 2. Average grain size and mechanical properties of CG and UFG Fe–0.02C–18Cr–8Ni steel at tension and torsion

Состояние	d_{cp} , мкм	Твердость, НВ	Свойства при растяжении			Свойства при кручении		
			σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	τ_k , МПа	$\tau_{0,3}$, МПа	g , %
КЗ (исходное)	30,00	159	624 ± 6	283 ± 8	$65 \pm 0,7$	688 ± 8	194 ± 10	89 ± 3
УМЗ (после РКУП)	0,55	363	1112 ± 8	1065 ± 15	$20 \pm 0,5$	917 ± 10	740 ± 15	37 ± 1

Мартенситные превращения в изломах образцов стали Fe – 0,02C – 18Cr – 8Ni при кручении

Разрушение образцов при кручении из КЗ и УМЗ стали произошло по механизму сдвига. Средняя шеро-

ховатость поверхности изломов образцов из КЗ и УМЗ стали была практически одинаковая (рис. 2, а, д). На поверхности всех полученных изломов можно выделить три области: относительно гладкую периферийную, переходную (среднюю) и вязкую центральную

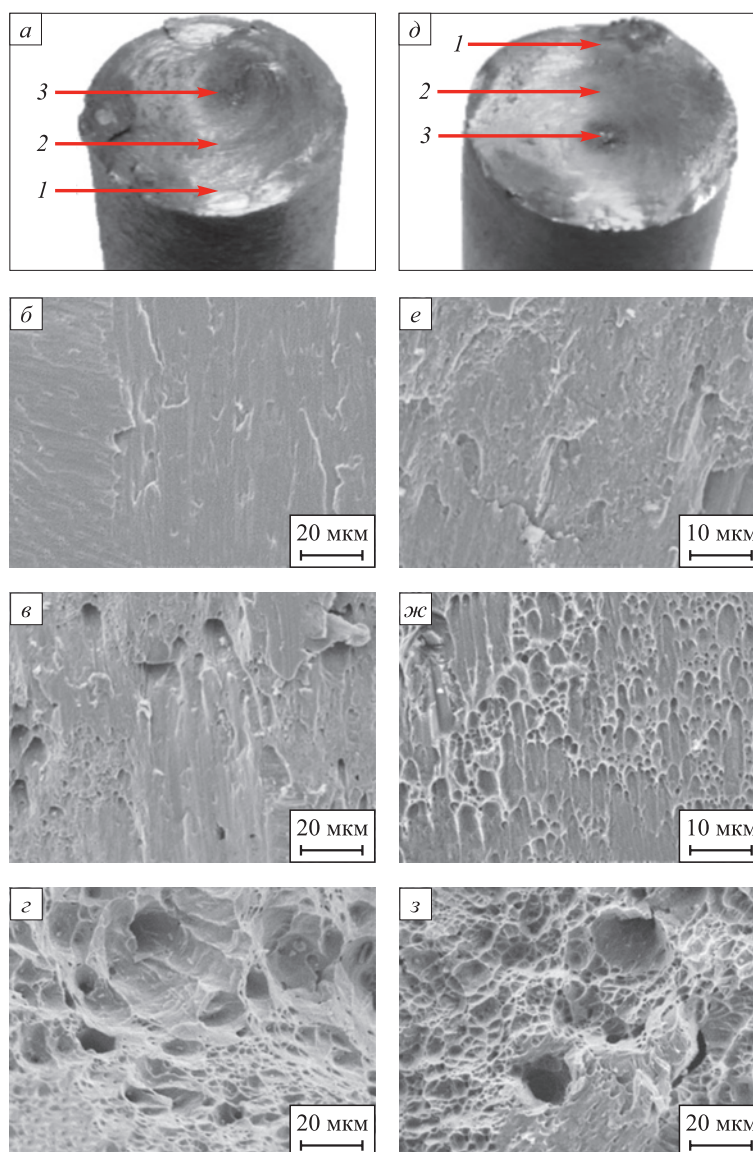


Рис. 2. Общий вид (а, д) и микрорельеф (б – з, е – з) изломов на кручение образцов из КЗ (а – г) и УМЗ (д – з) стали Fe–0,02C–18Cr–8Ni. Микрорельеф получен с периферийной зоны 1 (б, е), переходной зоны 2 (в, ж) и центральной зоны 3 (г, з)

Fig. 2. Torsional general form (a, d) and fracture surface microrelief (б – з, е – з) of the samples from CG (a – г) and UFG (д – з) Fe–0.02C–18Cr–8Ni steel. Microrelief was taken from peripheral part 1 (б, е), middle part 2 (в, ж) and central part 3 (г, з)

часть излома, имеющую сильно шероховатый макрорельеф (рис. 2, а, д). В периферийной части излома микрорельеф малоструктурный (рис. 2, з, э), образовавшийся в результате взаимного трения ответных поверхностей излома. В средней части излома доминируют ямки сдвига (рис. 2, в, ж), причем в изломе УМЗ стали они наблюдаются более четко. В центральной части изломов, независимо от состояния стали, микрорельеф состоит из равноосных ямок отрыва (рис. 2, з, э).

Результаты рентгеноструктурного фазового анализа позволили установить, что на поверхности изломов, полученных при кручении образцов из КЗ стали, независимо от области рентгенографирования образуется 100 % α -мартенсита (табл. 3). На поверхности изломов УМЗ стали максимальное количество α -мартенсита (30 %) образовалось в периферийной области излома, а минимальное количество α -мартенсита (15 %) – в центральной части излома (табл. 3). Наличие ε -мартенсита на поверхности изломов не было обнаружено.

Таким образом, РКУП, формируя УМЗ структуру, повышает механические свойства стали Fe–0,02C–18Cr–8Ni при растяжении и кручении и стабилизирует аустенитную структуру стали при кручении. В результате пластической деформации кручением аустенитная сталь испытывает $\gamma \rightarrow \alpha$ мартенситные превращения.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ИССЛЕДОВАНИЯ

Результаты проведенных исследований показали, что наноструктурирование стали Fe–0,02C–18Cr–8Ni путем РКУП, формируя УМЗ структуру, не только повышает прочностные свойства стали при растяжении и кручении (табл. 2), но и стабилизирует аустенитную структуру при деформации кручением (табл. 3). При разрушении образцов из КЗ стали, независимо от механизма разрушения, на поверхности изломов образовалось 100 % α -мартенсита. При разрушении образцов из УМЗ стали максимальное количество α -мартенсита сформировалось в периферийной и переходной облас-

тях изломов, где доминируют ямки сдвига и участки взаимного трения ответных поверхностей, а минимальное количество α -мартенсита – в центральной части изломов, где доминируют ямки отрыва (рис. 2).

Представляет интерес сравнение механизма образования и распределения мартенситных фаз на поверхности изломов образцов из УМЗ стали Fe–0,02C–18Cr–8Ni после испытаний на кручение с распределением мартенситных фаз в образцах из данной стали после интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК). В последнем случае в образце реализуются аналогичные сдвиговые напряжения, но дополнительно приложены большие сжимающие напряжения [15]. Как отмечено в работе [4], фазовый состав стали Fe–0,02C–18Cr–8Ni изучали на образцах диаметром 20 мм, подвергнутых ИПДК при давлении 6 ГПа, количество оборотов – 2. Размер зерен УМЗ стали после ИПДК в средней части диаметра образцов составлял 0,20 – 0,25 мкм. После ИПДК шероховатость поверхности по всему диаметру образцов была практически одинаковая. Однако имела место сильная неоднородность микротвердости стали по диаметру образцов, которая изменялась от 350 HV в центральной части образцов до 550 – 600 HV в периферийной части [4]. Рентгенографирование поверхности образцов после ИПДК проводили в периферийной, переходной и центральной частях образцов. В результате исследования рентгеновским методом было выявлено наличие как α -, так и ε -мартенсита. Причем максимальное количество ε -мартенсита (около 11 %) образовалось в центральной части. В периферийной области ε -мартенсит отсутствовал [4] (табл. 4).

Мартенситные превращения на поверхности изломов образцов из КЗ и УМЗ стали при кручении происходят без значительных сжимающих напряжений. Поэтому превращение аустенита в мартенсит происходит до конечной стадии, т.е. до образования α -мартенсита. При ИПДК, как было отмечено выше, помимо деформации кручением, имеют место значительные (6 ГПа) сжимающие напряжения. Высокое давление, особенно в центральной области образца [15], способствует $\gamma \rightarrow \varepsilon$ превращению, но препятствует $\varepsilon \rightarrow \alpha$ превращению из-за разности объемов ГЦК, ГПУ

Таблица 3. Количество α -мартенсита в различных участках на поверхности изломов, полученных при кручении образцов из стали Fe–0,02C–18Cr–8Ni, %

Table 3. Amount of α -martensite in different parts on fracture surface of the samples made of Fe–0.02C–18Cr–8Ni steel at torsion

Состояние	Область рентгенографирования		
	периферийная	переходная	центральная
КЗ (исходное)	100	100	100
УМЗ (после РКУП)	30	23	15

Таблица 4. Количество α - и ε -мартенсита в различных участках на поверхности образцов из стали Fe–0,02C–18Cr–8Ni после ИПДК [4], %

Table 4. Amount of α - and ε -martensite in different parts on surface of the samples made of Fe–0.02C–18Cr–8Ni steel after HPDT [4]

Вид мартенсита	Область рентгенографирования		
	периферийная	переходная	центральная
α -мартенсит	37	36	28
ε -мартенсит	0	3	11

и ОЦК решеток. Поэтому в центральной, а частично и в переходной области образца, помимо α -мартенсита рентгеноструктурный анализ фиксирует и ε -мартенсит. В периферийной области образца из-за высокой искаженности кристаллической структуры и более низкого сжимающего давления, по сравнению с центральной областью, образуется только α -мартенсит (табл. 4). В подтверждение вышеуказанного предположения указывает тот факт, что во всех областях образца после ИПДК суммарное количество ε - и α -мартенсита составляет 37 – 39 % (табл. 4).

Выводы

Равноканальное угловое прессование, формируя УМЗ структуру, повышает прочностные свойства аустенитной стали Fe–0,02C–18Cr–8Ni при растяжении и кручении, а также увеличивает стабильность стали к мартенситным превращениям при кручении.

При разрушении образцов на кручение из КЗ стали Fe–0,02C–18Cr–8Ni, независимо от механизма разрушения, на поверхности изломов образуется 100 % α -мартенсита. При разрушении образцов из УМЗ стали максимальное количество α -мартенсита (30 %) формируется в периферийной области изломов, где доминируют ямки сдвига и участки взаимного трения ответных поверхностей, а минимальное количество α -мартенсита (15 %) – в центральной части изломов, где доминируют ямки отрыва.

Отсутствие ε -мартенсита на поверхности изломов образцов из КЗ и УМЗ стали Fe–0,02C–18Cr–8Ni при кручении авторы связывают с незначительным для данного вида нагружения давлением сжатия, меньшим, чем в процессе ИПДК, при котором рентгеноструктурный анализ фиксирует в данной стали ε -мартенсит.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

- Сагарадзе В.В., Уваров А.И. Упрочнение и свойства аустенитных сталей. Екатеринбург: РИО УрО РАН; 2013:720.
- Клевцов Г.В., Валиев Р.З., Фесенюк М.В., Клевцова Н.А., Тюрков М.Н., Абрамова М.М., Рааб Г.И. Прочность и механизм разрушения при кручении ультрамелкозернистой аустенитной стали медицинского назначения. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2021;64(11):832–838. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-11-832-838>
- Klevtsov G.V., Valiev R.Z., Fesenyuk M.V., Klevtsova N.A., Tyur'kov M.N., Abramova M.M., Raab G.I. Strength and fracture mechanism during torsion of ultrafine-grained austenitic steel for medical applications. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021;64(11):832–838. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-11-832-838>
- Vologzhanina S.A., Igolkin A.F., Peregudov A.A. Research of properties of austenitic steels. *Key Engineering Materials*. 2021;(887):242–246. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.887.242>
- Klevtsov G.V., Valiev R.Z., Klevtsova N.A., Enikeev N.A., Pigaleva I.N., Abramova M.M., Frolova O.A. Effect of severe plastic deformation on martensitic transformations in a metastable austenitic steel. *Letters on Materials*. 2023;13(4s):397–402.
- Клевцова Н.А., Фролова О.А., Клевцов Г.В. Разрушение аустенитных сталей и мартенситные превращения в пластических зонах. Москва: Академия Естествознания; 2005:155.
- Lecroisley F., Pineau A. Martensitic transformations induced by plastic deformation in the Fe–Ni–Cr–C system. *Metallurgical Transactions*. 1972;3:387–396. <https://doi.org/10.1007/BF02642042>
- Ullrich C., Eckner R., Krüger L., Martin S., Klemm V., Rafaja D. Interplay of microstructure defects in austenitic steel with medium stacking fault energy. *Materials Science and Engineering: A*. 2016;649:390–399. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.10.021>
- Das A. Magnetic properties of cyclically deformed austenite. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2014;361:232–242. <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2014.02.006>
- Park M.C., Yun J.Y., Shin G.S., Kim S.J. Strain-induced α' - ε -martensitic transformation behavior and solid particle erosion resistance of austenitic Fe–Cr–C–Mn–Ni alloys. *Tribology Letters*. 2014;54(1):51–58. <https://doi.org/10.1007/s11249-014-0306-3>
- Korshunov L.G., Chernenko N.L. Effect of $\gamma \rightarrow \varepsilon$ martensitic transformation the tribological properties of chromium–manganese austenitic steels. *Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures*. 2019;(5):48–59. <https://doi.org/10.17804/2410-9908.2019.5.048-059>
- Hans-Jocnen V. Mechanische Eigenschaften austenitischer, kohlenstoffarmer Cr–Ni–Stahl. *Neue Hütte*. 1970;15(4):234–237. (In Germ.).
- Bhattacharya K. Microstructure of Martensite: Why It Forms and How It Gives Rise to the Shape-Memory Effect: Oxford Series on Materials Modelling. Oxford University Press; 2004:323.
- Otsuka K., Ren X. Mechanism of martensite aging effects and new aspects. *Materials Science and Engineering: A*. 2001;312(1-2):207–218. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(00\)01877-3](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(00)01877-3)
- Cakmak E., Vogel S., Choo H. Effect of martensitic phase transformation on the hardening behavior and texture evolution in a 304L stainless steel under compression at liquid nitrogen temperature. *Materials Science and Engineering: A*. 2014;589:235–241. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2013.09.093>
- Valiev R.Z., Zhilyaev A.P., Langdon T.G. Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications. Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons; 2014:440.
- Li J.G., Umemoto M., Todaka Y., Fujisaku K., Tsuchiya K. The dynamic phase transformation and formation of nanocrystalline structure in SUS304 austenitic stainless steel subjected to high pressure torsion. *Reviews on Advanced Materials Science*. 2008;18:577–582.
- Litovchenko I.Yu., Tyumentsev A.N., Zahozheva M.I., Korznikov A.V. Direct and reverse martensitic transformation and formation of nanostructured states during severe plastic deformation of metastable austenitic stainless steel. *Reviews on Advanced Materials Science*. 2012;31:47–53.

18. Золоторевский В.С. Механические свойства металлов. Москва: МИСИС; 1998:400.
19. Р 50-54-52/2-94. Расчеты и испытания на прочность. Метод рентгеноструктурного анализа изломов. Определение характеристик разрушения металлических материалов рентгеновским методом. Москва: ВНИИНМАШ Госстандарта России; 1994:28.
20. Агеев Н.В., Бабарэко А.А., Бецофен С.Я. Описание текстуры методом обратных полюсных фигур. *Известия АН СССР. Металлы*. 1974;(1):94–97.
Ageev N.V., Babareko A.A., Betzofen S.Ya. Texture description using the inverse pole figures method. *Izvestiya of the USSR Academy of Sciences. Metals*. 1974;(1):94–97. (In Russ.).

Сведения об авторах

Наталья Артуровна Клевцова, д.т.н., доцент, профессор кафедры нанотехнологий, материаловедения и механики, Тольяттинский государственный университет

ORCID: 0000-0001-8667-656X

E-mail: inshtet@mail.ru

Руслан Зуфарович Валиев, д.ф.-м.н., профессор, директор НИИ физики перспективных материалов, Уфимский университет науки и технологий

ORCID: 0000-0003-4340-4067

E-mail: rzvaliev@yahoo.com

Геннадий Всеволодович Клевцов, д.т.н., профессор кафедры нанотехнологий, материаловедения и механики, Тольяттинский государственный университет

ORCID: 0000-0002-4928-7415

E-mail: klevtsov11948@mail.ru

Максим Викторович Фесенюк, к.т.н., начальник отдела, АО «ПО «Стрела»

ORCID: 0000-0002-4584-6638

E-mail: maksim_fesenyuk@mail.ru

Ирина Николаевна Пигалева, заведующий лабораториями кафедры нанотехнологий, материаловедения и механики, Тольяттинский государственный университет

E-mail: irina1.985@mail.ru

Вадим Михайлович Балашов, магистрант кафедры нанотехнологий, материаловедения и механики, Тольяттинский государственный университет

E-mail: zeus348@mail.ru

Information about the Authors

Natal'ya A. Klevtsova, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Prof. of the Chair of Nanotechnology, Materials and Mechanics, Togliatti State University

ORCID: 0000-0001-8667-656X

E-mail: inshtet@mail.ru

Ruslan Z. Valiev, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Director of the Research Institute of Physics of Advanced Materials, Ufa University of Science and Technology

ORCID: 0000-0003-4340-4067

E-mail: rzvaliev@yahoo.com

Gennadii V. Klevtsov, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair of Nanotechnology, Materials and Mechanics, Togliatti State University

ORCID: 0000-0002-4928-7415

E-mail: klevtsov11948@mail.ru

Maksim V. Fesenyuk, Cand. Sci. (Eng.), Head of the Division, JSC Production Association "Strela"

ORCID: 0000-0002-4584-6638

E-mail: maksim_fesenyuk@mail.ru

Irina N. Pigaleva, Head of Laboratories of the Chair of Nanotechnology, Materials and Mechanics, Togliatti State University

E-mail: irina1.985@mail.ru

Vadim M. Balashov, MA Student of the Chair of Nanotechnology, Materials and Mechanics, Togliatti State University

E-mail: zeus348@mail.ru

Вклад авторов

Н. А. Клевцова – планирование и организация эксперимента, оформление статьи.

Р. З. Валиев – получение стали в УМЗ состоянии.

Г. В. Клевцов – рентгеноструктурный фазовый анализ поверхности изломов стали.

М. В. Фесенюк – проведение испытания образцов на кручение.

И. Н. Пигалева – изготовление и подготовка образцов из КЗ и УМЗ стали для испытания.

В. М. Балашов – расчет прочностных свойств КЗ и УМЗ стали и фазового состава при кручении.

Contribution of the Authors

N. A. Klevtsova – planning and organizing the experiment, writing the text.

R. Z. Valiev – obtaining steel in UMP condition.

G. V. Klevtsov – X-ray structural phase analysis of steel fracture surfaces.

M. V. Fesenyuk – conducting torsion testing of the samples.

I. N. Pigaleva – manufacturing and preparation of the samples from CG and UFG steel for testing.

V. M. Balashov – calculation of strength properties of CG and UFG steel and phase composition under torsion.

Поступила в редакцию 21.12.2024

После доработки 11.03.2025

Принята к публикации 23.04.2025

Received 21.12.2024

Revised 11.03.2025

Accepted 23.04.2025