

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ПЛАЗМЫ, ПУЧКОВ ЧАСТИЦ И ИЗЛУЧЕНИЯ С ВЕЩЕСТВОМ

УДК 539.89

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ И ТЕРМИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ФОРМИРОВАНИЕ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ В СПЛАВЕ Fe–18Cr–10Ni

© 2024 г. Е. Н. Блинова^а, В. Д. Воронов^б, Э. Д. Ишканиев^{б, *},
М. А. Либман^а, В. Н. Петровский^б, В. И. Пичиенко^б, А. А. Томчук^{с, d}

^аЦентральный научно-исследовательский институт черной металлургии
им. И.П. Бардина, Москва, 105005 Россия

^бНациональный исследовательский ядерный университет “МИФИ”, Москва, 115409 Россия

^сМосковский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана
(национальный исследовательский университет), Москва, 105005 Россия

^dРоссийский химико-технологический университет им. Д.И. Менделеева, Москва, 125047 Россия

*E-mail: ishkinyayev.emil@gmail.com

Поступила в редакцию 28.06.2023 г.

После доработки 07.07.2023 г.

Принята к публикации 17.07.2023 г.

Исследовано влияние термической обработки непрерывным лазерным излучением на образцы сплава Fe–18Cr–10Ni аустенитно-мартенситного класса, прошедшие предварительно мегапластическую деформацию кручением в камере Бриджмена. Установлено, что совместное применение к сплаву деформационных (деформация в камере Бриджмена) и термических (нагрев лазерным излучением) воздействий формирует структуру метастабильного аустенита (γ -фаза), отличающегося от стабильного аустенита более высокими прочностными характеристиками. Обсуждается природа этого явления.

Ключевые слова: мегапластическая деформация, термическая обработка лазерным излучением, метастабильный аустенит, прочностные характеристики, дефектная структура

DOI: 10.56304/S2079562923010050

ВВЕДЕНИЕ

Одним из направлений решения важнейшей задачи современного физического материаловедения – создание материалов с новыми сочетаниями физических и механических свойств является использование внешних энергетических воздействий различной природы. Применение таких воздействий к сплавам на основе железа, испытывающих прямое ($\gamma \rightarrow \alpha$) и обратное ($\alpha \rightarrow \gamma$) мартенситные превращения с широким температурным гистерезисом, и, в частности, к сплаву Fe–18Cr–10Ni [1] позволяет формировать метастабильные состояния α и γ -фаз со свойствами существенно отличающимися от их свойств в равновесном состоянии.

Внешние энергетические воздействия можно условно разделить на две группы – деформационные, куда можно отнести мегапластическую деформацию (МПД) кручением в камере Бриджмена [2] и термические – температурная обработка лазерным излучением непрерывного действия (ЛО) [3]. Влияние МПД и ЛО на структурно-фазовое состояние сплава Fe–18Cr–10Ni изучено доста-

точно подробно и описано, в частности, в работах [4–7]. Между тем, исследования, касающиеся совместного влияния указанных выше внешних воздействий на этот сплав в литературе отсутствуют. В связи с этим в настоящей работе проведено изучение влияния ЛО образцов, прошедших предварительно МПД в камере Бриджмена на структурно-фазовое состояние сплава Fe–18Cr–10Ni аустенитно-мартенситного класса.

1. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для проведения исследований был выбран сплав следующего химического состава [мас. %]: <0.02C; 18.31Cr; 9.65Ni; 0.30Si; 0.03Mn; <0.01P; <0.01S, для которого температура прямого мартенситного превращения лежит ниже 0°C [8]. Сплав был выплавлен в индукционной вакуумной печи на чистых шихтовых материалах и подвергнут технологическому переделу по схеме: ковка → горячая пластическая деформация (ГПД) на лист толщиной 2.0 мм → холодная пластическая деформация (ХПД) на ленту толщиной 0.6 мм. Образцы,

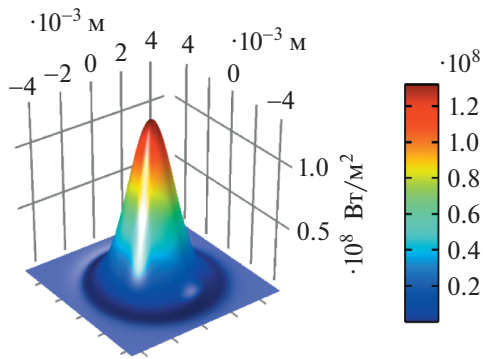


Рис. 1. Распределение интенсивности в гауссовом пучке диаметром 5 мм и мощностью 1300 Вт.

на которых проводилась МПД в камере Бриджмена и последующая ЛО, имели форму дисков диаметром 8.0 и толщиной 0.2 мм и были изготовлены из однофазных горячедеформированных листов, содержащих 97.6% γ -фазы [4]. Лента толщиной 0.6 мм, полученная путем ХПД, содержащая 93.6% α -фазы [4], также подвергалась ЛО, что позволило выявить сравнительную эффективность деформационных воздействий на формирование структурно-фазового состояния аустенита.

1.1. Мегапластическая деформация

Для проведения МПД использовалась камера Бриджмена [2], позволяющая осуществлять вращение образцов на определенное число полных оборотов подвижной наковальни (N). Дискообразные образцы были подвергнуты МПД кручением при комнатной температуре на число полных оборотов подвижной наковальни $N = 0.5 - 8.0$ при квазигидростатическом давлении $P = 6$ ГПа и скорости вращения 1 об/мин. Значение истинной логарифмической деформации e в процессе деформирования рассчитывалось по формуле [9]:

$$e = \ln \left(1 + (\psi r / h)^2 \right)^{0.5} + \ln (h_0 / h), \quad (1)$$

где r и h — соответственно радиус и высота дискообразного образца, $\psi = 2\pi N$ — угол поворота подвижной наковальни. Значение e в наших экспериментах в соответствии с (1) изменялось в пределах 3.3–6.1.

1.2. Термическая обработка лазерным излучением

Для проведения ЛО использовалось технологическое оборудование, описанное ранее в работах [6, 7].

Основная проблема равномерного нагрева при ЛО заключается в том, что стандартные оптические системы формируют не равномерное распределение интенсивности в пятне, а имеют гауссов профиль (рис. 1). На расстоянии от центра пучка, равном радиусу пятна, интенсивность уменьшается в $1/e^2$ раз по сравнению с ее величиной в максимуме.

В связи с этим в центре области воздействия наблюдается значительный перегрев по сравнению с периферийными участками (рис. 2).

Второй факт, усугубляющий более сильный прогрев в центре и недогрев по краям, — это распространение тепла в материале. Получается, что при попадании излучения в центр, тепло может диффундировать только вглубь образца, так как вокруг находится материал, нагретый до таких же температур. А по краям распространение может происходить не только вглубь, но и в стороны, вследствие чего эти части быстро охлаждаются, и образец нагревается неоднородно (рис. 3).

Чтобы это предотвратить, на края области воздействия нужно подавать большую энергию, чем в центр.

Для ликвидации этих недостатков используются различные методы по изменению распределения интенсивности в пятне. В данной работе использовался метод обработки поверхности с помощью сканирования. При использовании высокочастотных колебаний, благодаря инерции теплопередачи, можно получить аналог стационарного “псевдо пятна” с заданным распределением интенсивности.

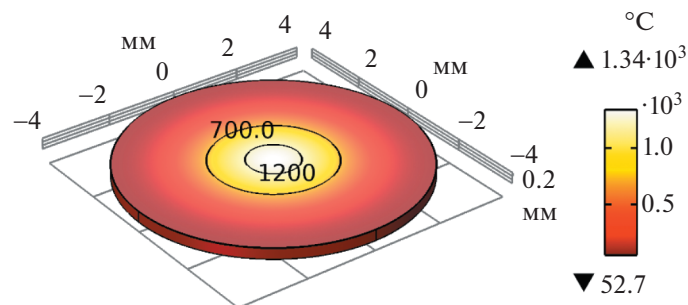


Рис. 2. Оценочное температурное поле на поверхности образца, при обработке гауссовым пучком из рис. 1 через 0.05 с после включения лазера.

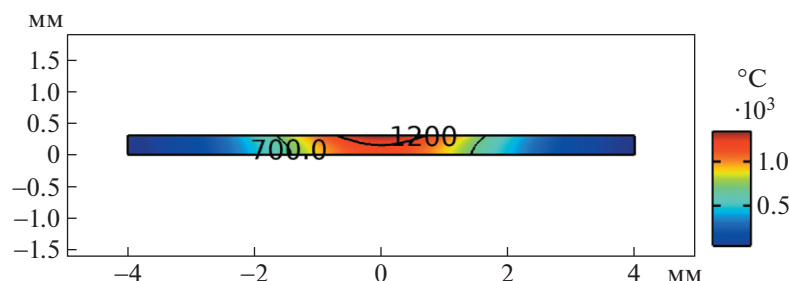


Рис. 3. Распределение температуры в диаметральном сечении при обработке гауссовым пучком через 0.05 с после включения лазера.

ности, зависящим от параметров и траектории колебаний.

Так как необходимо было обработать образцы, имеющие форму круга, то была выбрана траектория сканирования, описываемая фигурой Лиссажу с равными амплитудами колебаний и разностью фаз $\pi/2$ (т.е. по окружности). В таком случае распределение интенсивности имеет вид, представленный на рис. 4.

Как видно из графиков (рис. 5, 6) материал в таком случае нагревается значительно более равномерно.

Температура при экспериментальной обработке оценивалась по цветам побежалости до появления синего цвета, что соответствует $\sim 700^\circ\text{C}$. Вследствие очень малого времени воздействия и малых размеров образцов измерить температуру тепловизором или термопарами не представляется возможным.

В табл. 1 представлены параметры ЛО сплава Fe–18Cr–10Ni, прошедшего предварительную МПД в камере Бриджмена с различным числом оборотов подвижной наковальни.

2. РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Структурно-фазовое состояние сплава Fe–18Cr–10Ni, сформированное в результате воздействия МПД с различным числом оборотов подвижной наковальни и последующей ЛО по режимам, приведенным в табл. 1, исследовалось методом просвечивающей электронной микроскопии, который позволял, с одной стороны, определить фазовый состав сплава, а с другой — особенности морфологии образовавшихся фаз.

На рис. 7 приведены результаты электронно-микроскопического исследования сплава после различных деформационных воздействий ХПД (рис. 7а), МПД с различным числом оборотов подвижной наковальни — 0.5 (рис. 7б) и 8.0 (рис. 7в) и последующей ЛО.

В результате проведенных экспериментов было установлено, что ХПД с последующей ЛО приводит к образованию достаточно однородной аустенитной структуры с размером зерен более 5 мкм и высокой плотностью дислокаций, и большим количеством двойников, возникающих в результате высоких термических напряжений, при сверхбыстром лазерном нагреве (рис. 7а). Использование МПД с количеством оборотов подвижной наковальни $N = 1/2$ и последующей ЛО также приводит к однородной аустенитной структуры, но с существенно более мелкими зернами неправильной формы размером менее 5 мкм. При этом, сохраняется высокая плотность дислокаций и возникают дефекты упаковки (рис. 7б). После значительно более сильной МПД с количеством оборотов подвижной наковальни $N = 8.0$ и последующей ЛО наблюдается значительное измельчение структуры аустенита. Она становится неоднородной и представляет собой как мелкие рекристаллизованные зерна аустенита неправильной формы размером от 50 нм до 0.3 мкм, так и фрагментированные зерна аустенита, возникающего в результате обратного $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения (рис. 7в). Таким образом, по мере увеличения значения истинной

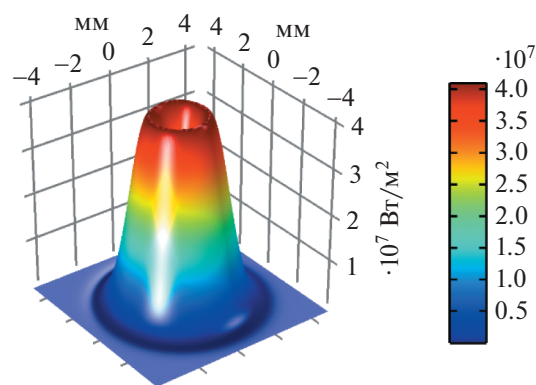


Рис. 4. Распределение интенсивности в “псевдо пятне” при колебаниях луча диаметром 3 мм по окружности с частотой 200 Гц, амплитудой 3 мм и мощностью 666 Вт.

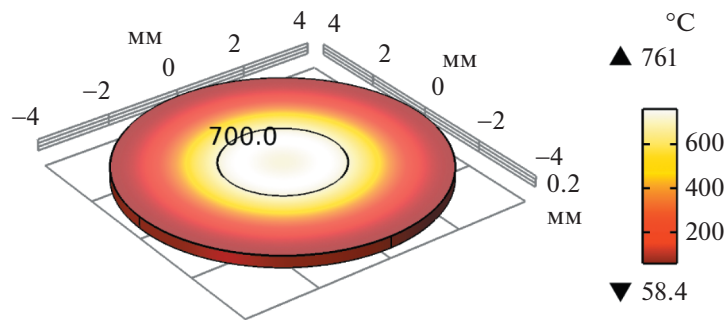


Рис. 5. Оценочное температурное поле на поверхности образца, при обработке пучком из рис. 4 через 0.1 с после включения лазера.

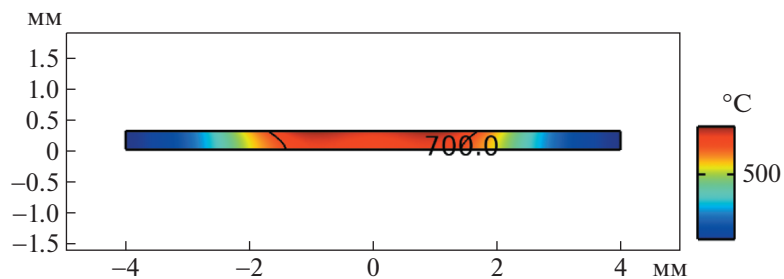


Рис. 6. Распределение температуры в диаметральной сечении при обработке пучком из рис. 4 через 0.1 с после включения лазера.

логарифмической деформации ϵ ЛО, примененная к сплаву Fe–18Cr–10Ni приводит к образованию все более дисперсных областей аустенита.

Такое измельчение структуры аустенита является, вероятно, следствием более фрагментированных кристаллов мартенсита деформации, из которого при ЛО образуется аустенит. Так в результате МПД с числом оборотов подвижной наковальни $N=8.0$ размер зерен мартенсита не превышает 50 нм, а в случае $N=0.5$ – составляет в среднем 100 нм [4]. В результате ХПД с обжатием

до 60% длина пластин мартенсита составляла в среднем 2–3 мкм, а ширина – 0.1–0.5 мкм [10].

Наблюдаемое измельчение структуры аустенита, образующегося в исследованном сплаве после МПД в камере Бриджмена и последующей ЛО сказывается на уровне механических свойств. Так, в соответствии с соотношением Холла–Петча $\sigma_T = \sigma_0 + Kdf^{-1/2}$ (σ_T – предел текучести, σ_0 – напряжение трения, K – константа, d – размер зерна) измельчение структуры приводит к росту прочностных характеристик сплава. Следовательно, измельчение структуры исследованного материала после

Таблица 1. Параметры ЛО образцов, прошедших МПД с числом оборотов подвижной наковальни 0.5–8.0

Число оборотов	0.5	2	3	4	6	8
Мощность, Вт	575	467	433	433	433	433
Диаметр пятна, мм	4	3	3	3	3	3
Амплитуда, мм	3	3	3	3	3	3
Время, с	0.1	0.1	0.1	0.05	0.05	0.05
Частота, Гц	200	200	200	200	200	200
Комментарий	частичное разрушение образца	частичное разрушение образца	частичное разрушение образца			

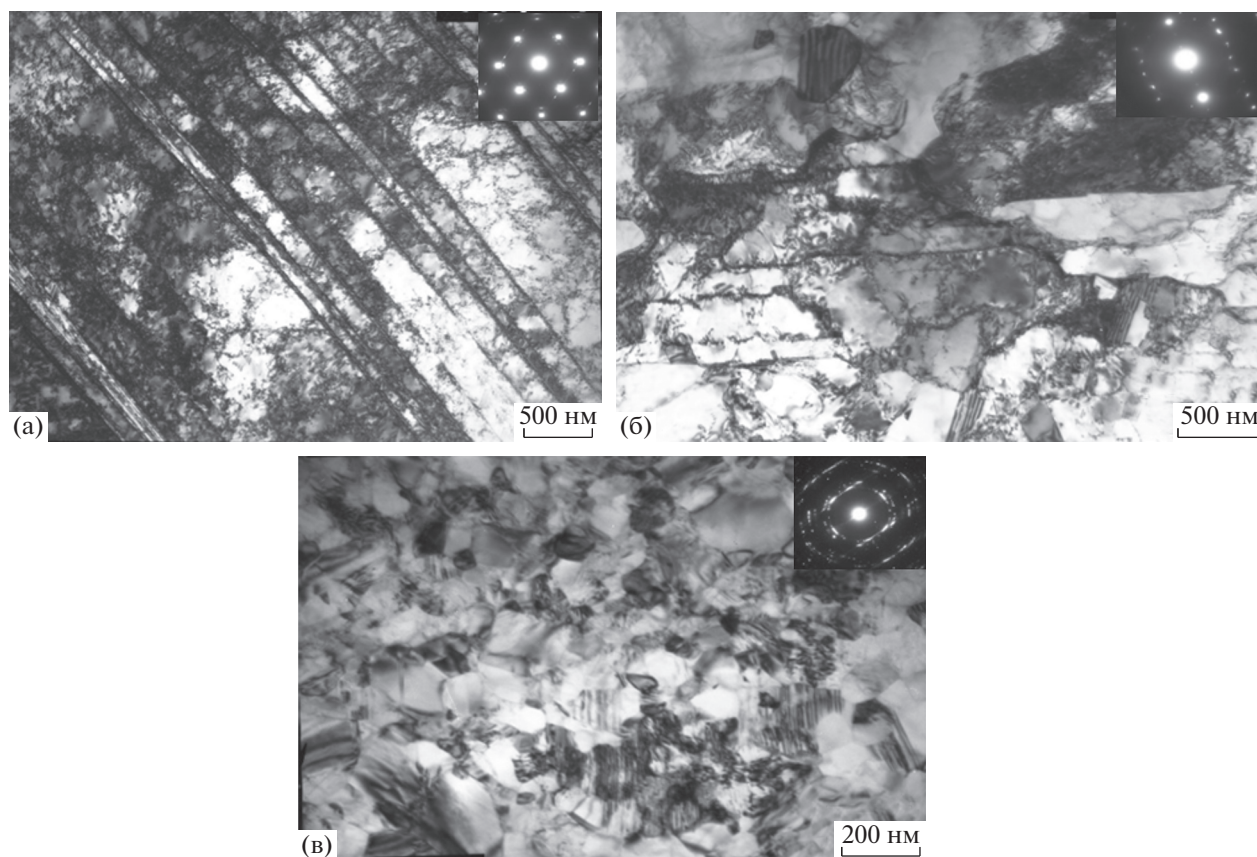


Рис. 7. Электронно-микроскопическое изображение микроструктуры образцов после различных видов деформации и последующей ЛО: (а) ХПД + ЛО, (б) МПД при $N = 1/2$ + ЛО, (в) МПД при $N = 8$ + ЛО.

деформационных воздействий различной интенсивности и последующей ЛО должно привести к увеличению прочности аустенита, образующегося при совместном воздействии на материал МПД и ЛО.

Для проверки этого предположения были проведены измерения микротвердости по Виккерсу (HV), которая связана с пределом текучести эмпирическим соотношением $\sigma_T = 1/3 HV$, исследованного сплава после МПД с различным количеством оборотов подвижной наковальни и последующей ЛО. Результаты измерений приведены в табл. 2.

Как следует из экспериментальных результатов, приведенных в табл. 2, прочностные характеристики (предел текучести) метастабильного аустенита в сплаве Fe–18Cr–10Ni, образованного путем сочетания прямого мартенситного превращения, реализуемого при ХПД или МПД и обратного, проходящего при ЛО, существенно превосходят значения предела текучести равновесного аустенита, возникающего в результате выплавки или ГПД [1]. Особенно высокие прочностные свойства возникают при использовании для образования мартенсита МПД с числом оборотов по-

движной наковальни $N \geq 4.0$, так как именно при этих условиях сочетание МПД и ЛО приводит к образованию аустенита с высокой степенью дисперсности (рис. 7в).

Полученные экспериментальные результаты (табл. 2) полностью подтверждают высказанное выше предположение о влиянии размера зерна на предел текучести исследованного сплава.

Образование дисперсной структуры метастабильного аустенита, по-видимому, не является единственной причиной повышения уровня прочностных свойств сплава Fe–18Cr–10Ni. Использование в качестве инструмента реализации обратного мартенситного превращения сверхбыстрого лазерного нагрева, по-видимому, приводит к насыщению аустенита структурными дефектами, характерными для мартенсита, образованного в результате ХПД или МПД, что также дает вклад в повышение его прочностных характеристик. На это обстоятельство ранее указывалось в работе [11]. Разделить вклад этих причин в величину предела текучести метастабильного аустенита, образующегося в сплаве Fe–18Cr–10Ni при совместном

Таблица 2. Прочностные характеристики аустенита, образованного в сплаве Fe–18Cr–10Ni после МПД и последующей ЛО

Вид внешнего воздействия	Количество оборотов подвижной наковальни	Предел текучести, ГПа
ХПД + ЛО	—	0.8 [8]
	0.5	1.07
	2.0	1.1
	3.0	1.12
МПД + ЛО	4.0	1.13
	6.0	1.13
	8.0	1.14

использовании деформационных и термических внешних воздействий пока не представляется возможным.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Предложен способ получения метастабильного аустенита в сплаве Fe–18Cr–10Ni путем сочетания МПД, в результате которой реализуется прямое и последующей ЛО, приводящей к реализации обратного мартенситных превращений.

Исследование структуры мартенсита и аустенита, образующихся соответственно при МПД и последующей ЛО, показало высокую степень дисперсности этих структур.

Установлено, что высокая дисперсность метастабильного аустенита, образованного в результате ЛО, которой предшествовала МПД приводит к весьма высоким значениям его прочностных характеристик, существенно превосходящих аналогичные характеристики равновесного аустенита.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ/REFERENCES

1. Гудремон Э. Специальные стали. Т. 1. 1959 Москва: Металлургиздат.
2. Бриджмен П. Физика высоких давлений. 1935. Москва: ОНТИ.
3. Дьюли У. Лазерная технология и анализ материалов. 1986. Москва: Мир.
4. Блинова Е.Н. и др. // Деформация и разрушение материалов. 2022. № 4. С. 19.
5. Блинова Е.Н. и др. // Деформация и разрушение материалов. 2023. № 4. С. 2.
6. Андреев А.О. и др. // МиТОМ. 2014. № 1. С. 50.
7. Блинова Е.Н. и др. // МиТОМ. 2023. № 5. С. 18.
8. Блинова Е.Н. и др. // Известия РАН. Сер. физ. 2021. Т. 85 (7). С. 984.
9. Zhilyaev A.P., Langdon T.G. // Prog. Mater. Sci. 2008. V. 53 (6). P. 893.
10. Blinova E.N. et al. // Key Eng. Mater. 2022. V. 910. P. 802.
11. Blinova E.N. et al. // Russian Physics J. 2014. V. 57 (4). P. 429.

**Influence of Deformation and Thermal Effects
on the Formation of Metastable Structural States in Fe–18Cr–10Ni Alloy**

**E. N. Blinova¹, V. I. Pichienko², E. D. Ishkinyaev^{2,*}, M. A. Libman¹,
V. N. Petrovskiy², V. D. Voronov², and A. A. Tomchuk^{3,4}**

¹*Bardin Central Research Institute of Ferrous Metallurgy, Moscow, 105005 Russia*

²*National Research Nuclear University MEPhI (Moscow Engineering Physics Institute), Moscow, 115409 Russia*

³*Bauman Moscow State Technical University, Moscow, 105005 Russia*

⁴*Mendeleev University of Chemical Technology, Moscow, 125047 Russia*

**e-mail: ishkinyaev.emil@gmail.com*

Received June 28, 2023; revised July 7, 2023; accepted July 17, 2023

Abstract—The effects of heat treatment with continuous laser radiation on samples of the Fe–18Cr–10Ni alloy of the austenitic-martensitic class, which have undergone preliminary megaplastic torsional deformation

in the Bridgman chamber, are investigated. It is established that the combined application of deformation (deformation in the Bridgman chamber) and thermal (laser heating) effects to the alloy forms the structure of metastable austenite (γ -phase), which differs from stable austenite in higher strength characteristics. The nature of this phenomenon is discussed.

Keywords: megaplastic deformation, thermal heat treatment, metastable austenite, strength characteristics, defect structure