

3. Диффузионное хромирование сталей из насыщающей обмазки / С.Г. Иванов [и др.] // Ползуновский альманах. – 2006. – № 3. – С. 191.
4. Иванов С.Г. Хромирование сталей из насыщающих паст / С.Г. Иванов, А.М. Гурьев // Фундаментальные исследования. – 2006. – №. 11. – С. 73-74.
5. Юодис А.П. Диффузионное хромирование штамповых сталей / А.П. Юодис, Ю.А. Геллер // Известия ВУЗов. Черная металлургия. – 1968. – №5. – С. 73-78.
6. Комплексное диффузионное упрочнение тяжело нагруженных деталей машин и инструмента / М.А. Гурьев [и др.] // Ползуновский вестник. – 2010. – №. 1. – С. 114-121.
7. Структура и свойства стали 40X после импульсно-плазменной обработки с использованием титанового электрода / А.П. Чейлях [и др.] // Science and Education a New Dimension: Natural and Technical Science. – 2013. – Vol. 8. – С.79-84.

**Bibliography:**

1. Stepanova T.Yu. Technology of surface hardening of machine parts : a tutorial / T.Yu. Stepanova; Ivan. state chem-tehnol. university. – Ivanovo, 2009. – 64 p. (Rus.)
2. Dennis J.K. Nickel and chromium plating / J.K. Dennis, T.E. Such. – 3rd edition. – Somerset : Woodhead publishing Ltd and ASM International, 1993. – 442 p.
3. Diffusion of chromium steels saturating wash / S.G. Ivanov [et al.] // Polzunovsky al'manakh. – 2006. – № 3. – P. 191. (Rus.)
4. Ivanov S.G. Chromium steels of saturating paste / S.G. Ivanov, A.M. Gur'ev // Fundamental research. – 2006. – № 11. – P. 73-74. (Rus.)
5. Yuodis A.P. Diffusion chromium die steels / A.P. Yuodis, Y.A. Geller. – Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya, 1968. – №5. – P. 73-78. (Rus.)
6. Complex diffusion hardening of heavy duty machinery parts and tools / M.A. Gur'ev [et al.] // Polzunovsky al'manakh. – 2010. – №. 1. – P. 114-121. (Rus.)
7. The structure and property of 40X steel grade after plasma treatment with application of titanium electrode / A.P. Cheilyakh [et al.] // Science and Education a New Dimension: Natural and Technical Science. – 2013. – Vol. 8. – P. 79-84.

Рецензент: В.Г. Ефременко  
д-р техн. наук, проф., ГВУЗ «ПГТУ»

Статья поступила 29.10.2014

УДК 691.87:691.714:539.434

© Вакуленко И.А.<sup>1</sup>, Ефременко В.Г.<sup>2</sup>

**ПОВЕДЕНИЕ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ И ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИЯХ**

*В статье на примере низкоуглеродистой стали проведен анализ влияния размера зерна феррита на развитие пластического течения в условиях статического и циклического нагружения. Осуществлена оценка требуемой плотности подвижных дислокаций для поддержания условий непрерывности распространения пластической деформации.*

**Ключевые слова:** плотность подвижных дислокаций, твердорастворное упрочнение, размер зерна феррита, усталостная прочность, дислокационная ячейка.

**Вакуленко І.О., Єфременко В.Г. Поведінка низьковуглецевої сталі при статичному і циклічному навантаженнях.** У статті, на прикладі низьковуглецевої ста-

<sup>1</sup> д-р техн. наук, профессор, ГВУЗ «Днепропетровский национальный университет железнодорожного транспорта им. академика В. Лазаряна», г. Днепропетровск

<sup>2</sup> д-р техн. наук, профессор, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь

лі, проведений аналіз впливу розміру зерна фериту на розвиток пластичної течії в умовах статичного і циклічного навантаження. Здійснена оцінка необхідної густини рухомих дислокацій для підтримки умов безперервності розповсюдження пластичної деформації.

**Ключові слова:** густина рухомих дислокацій, твердорозчинне зміцнення, розмір зерна фериту, міцність при втомі, дислокаційна комірка.

**I.O. Vakulenko, V.G. Efremenko. Behavior of low-carbon steel at static and cyclic loadings.** In the article, on the example of low-carbon steel (0.1 % C), the analysis of influence of size of grain ferrite on development of plastic flow in the conditions of static and cyclic loading is conducted. Different modes of heat treatment and thermo-mechanical treatment were applied to get experimental samples. The investigation was fulfilled using optical quantities metallography as well transmission microscopy. The assessment of separate influence of solid solution state and the ferrite grain boundaries on the yield stress and the fatigue strength of the metal was carried out by analyzing the chart type of the Hall-Petch law. The estimation of required density a mobile dislocations is carried out for maintenance of terms continuity distribution plastic flow. It was found that for low-carbon steel under cyclic loading the strengthening effect of grain boundary-prostrate exceeds solid-solution strengthening at a much finer structure compared with static stretching. To maintain the continuity propagation of plastic deformation at the same size of ferrite grain under cyclic loading conditions requires about twice as much of mobile dislocations than under the unidirectional deformation.

**Keywords:** density of mobile dislocations, solid solution strengthening, size of grain of ferrite, strength of fatigue, dislocation cell.

**Постановка проблемы и анализ последних исследований и публикаций.** При одинаковых температурно-скоростных условиях нагружения металлов и сплавов, необходимый уровень напряжения для распространения пластического течения в значительной мере определяется их структурным состоянием. Для низкоуглеродистых сталей при неизменности состояния твердого раствора, основным структурным элементом является размер зерна феррита [1]. Величина прироста напряжения течения при деформировании определяется кристаллографическими параметрами скольжения, развитием процессов накопления и перераспределения дефектов внутреннего строения металла [2]. После достижения определенной величины деформации нарушение соотношения между приростом дислокаций и их равномерным распределением в пределах отдельных зерен, приводит к формированию периодических дислокационных структур. С другой стороны, характер структурных изменений в значительной степени определяется поведением металла на начальных этапах распространения пластической деформации [2, 3]. Изменение знака нагружения, по сравнению с однонаправленным деформированием, сопровождается качественными изменениями внутреннего строения металла. Характер этих изменений в стали остается недостаточно изученным.

**Цель работы.** Объяснение поведения низкоуглеродистой стали с различным размером зерна феррита при статическом и усталостном нагружениях.

**Изложение основного материала.** Материалом для исследования служила низкоуглеродистая сталь с содержанием углерода 0,1 %. Размер зерна феррита получали используя различные схемы термической и термомеханической обработок. Из анализа кривых растяжения (скорость деформации  $10^{-1} \text{ с}^{-1}$ ) определяли параметры деформационного упрочнения, величину напряжения необратимого перемещения дислокаций. Исследование поведения металла при циклическом нагружении осуществляли при симметричном цикле знакопеременного изгиба на машине «Сатурн-10». Размер зерна феррита определяли используя методики количественной металлографии [4]. Оценку раздельного влияния состояния твердого раствора и границ зерна феррита на предел текучести и усталостную прочность металла осуществляли анализируя диаграммы типа Холла-Петча.

Для низкоуглеродных сталей при однонаправленном статическом нагружении измельчение зерна феррита ( $d$ ) сопровождается приростом предела текучести ( $\sigma_T$ ), по зависимости [5]:

$$\sigma_T = \sigma_i + k_y \cdot d^{-\frac{1}{2}}, \quad (1)$$

где  $\sigma_i$  – напряжение трения кристаллической решетки  $k_y$  - величина сопротивления границ зерна распространению пластической деформации.

Уже при напряжениях значительно ниже предела текучести, независимо от структурного состояния металла, экспериментально наблюдается необратимое перемещение дислокаций, что приводит к накоплению дислокаций вблизи границ зерен феррита (рис. 1).

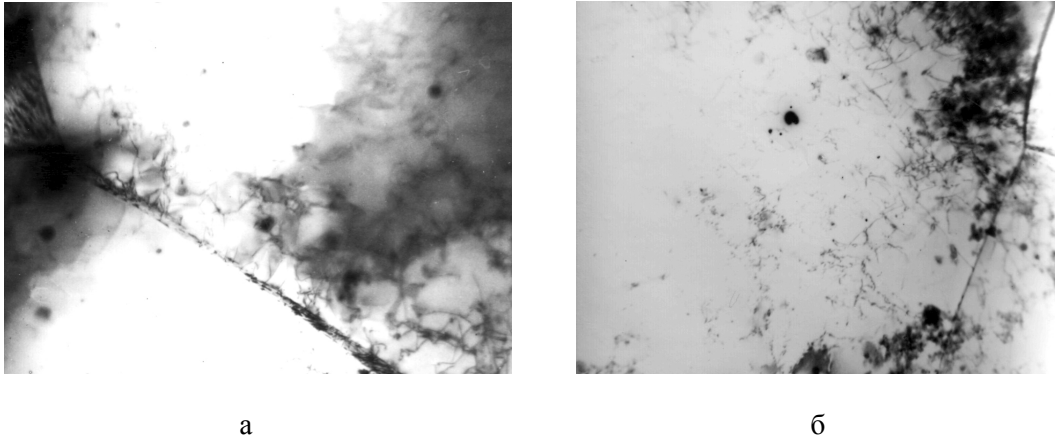


Рис. 1 – Субструктура феррита стали с 0,1 % С вблизи границы зерна после пластической деформации 1 % (а, б) x 20000

Представленные субструктурные изменения сопровождаются вполне закономерным ростом сопротивления распространению деформации [1-3]. На основании этого следует ожидать, что обогащение дислокациями приграничных областей ферритных зерен должно оказывать сопротивление распространяющемуся течению. Подтверждением указанного положения является разработанная альтернативная методика определения параметров уравнения (1) [6]. Методика основана на экстраполяции области однородного деформационного упрочнения на нулевую пластическую деформацию кривой нагружения ( $\sigma = \sigma'_i + K\varepsilon^m$ ). По указанной методике величина  $\sigma'_i$  отождествляется с  $\sigma_i$  по (1) на основании достаточно близких абсолютных значений. То же самое относится и к  $k'_y$ . В действительности же величины  $\sigma'_i$  и  $k'_y$  являются зависимыми от  $d$  [1, 6]. В свою очередь величину  $\sigma'_i$  можно оценить по соотношению [3]:

$$\sigma'_i = \sigma_i + \frac{k_y}{\sqrt{2d}} + \alpha\mu b\sqrt{\rho_m}, \quad (2)$$

где  $\alpha$  – постоянная,  $\mu$  – модуль сдвига,  $b$  – вектор Бюргера,  $\rho_m$  – плотность подвижных дислокаций ( $\rho_m = \frac{\varepsilon_L}{bd}$  [7], где  $\varepsilon_L$  – деформация Людерса). Используя (2) становится возможным осуществить оценку отдельного вклада в развитие микропластической деформации от твердорастворного упрочнения, присутствия границ зерен и необходимой плотности подвижных дислокаций.

Формирование полосы деформации при статическом однонаправленном деформировании предусматривает на фоне, практически однородного распределения дислокаций, возникновение зародыша полосы деформации с определенным распределением дислокаций. Следовательно, процесс формирования полосы основан на распаде равномерного распределения дислокаций при условии [6]:

$$\sigma_d > \sigma_i, \quad (3)$$

где  $\sigma_d$  – напряжение разблокировки дислокаций ( $\sigma_d = \frac{k_y}{\sqrt{d}}$ ).

Из (3) следует, что накопление требуемого количества дислокаций для формирования зародыша полосы деформации возможно лишь при условии низкого напряжении трения кристаллической решетки. Передача скольжения через границу зерна до завершения формирования зародыша полосы деформации приведет к нарушению условия (3). В этом случае становится невозможным накопление требуемой концентрации подвижных дислокаций и, как следствие этого, участок прерывистого течения на диаграмме деформации будет отсутствовать. На основании этого следует говорить о некотором критическом размере зерна, выше которого указанный участок на диаграмме деформирования будет отсутствовать. Для исследуемой стали при растяжении критический размер зерна феррита ( $d_1$ ) (рис. 2), когда  $\sigma_d \approx \sigma_i$ , составляет порядка 250 мкм, что хорошо согласуется с известными результатами структурных исследований [8]. Таким образом, при размерах зерна феррита более 250 мкм величина напряжения течения металла будет определяться, в основном, состоянием твердого раствора (твердорастворным упрочнением) и в меньшей степени зависит от присутствия границ зерен.

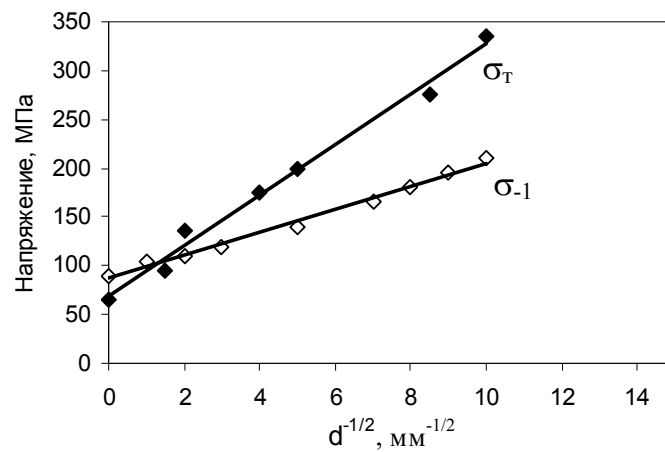


Рис. 2 – Влияние размера зерна феррита на  $\sigma_T$  и  $\sigma_{-1}$

Для размеров зерен более  $d_1$  выполняется условие  $\sigma_T = \sigma_i'$ , а после подстановки соответствующих соотношений (1) и (2) и проведения преобразований при  $\alpha \approx 0,3$  получим  $\sigma_d \approx \mu b \sqrt{\rho_m}$ . На основании этого условие (3) принимает вид:

$$\mu b \sqrt{\rho_m} > \sigma_i \tag{4}$$

либо

$$\rho_m > \left[ \frac{\sigma_i}{\mu b} \right]^2 \tag{5}$$

Подставляя в (5)  $\sigma_i = 70$  МПа (рис. 2),  $\mu = 8,2 \cdot 10^4$  МПа и  $b = 2,48 \cdot 10^{-7}$  мм для железа в (5), определили, что для поддержания течения необходимо иметь  $\rho_m$  порядка  $10^7$  мм<sup>-2</sup>. Полученная величина находится в хорошем согласии с аналогичной характеристикой низкоуглеродистой стали в условиях статического деформирования ( $6 \dots 9 \cdot 10^6$  мм<sup>-2</sup> [9, 10]).

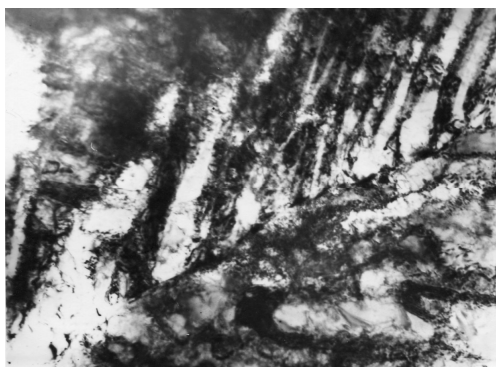
По сравнению с однонаправленным нагружением характер зависимости усталостной прочности ( $\sigma_{-1}$ ) от размера зерна феррита остался неизменным и подчиняется соотношению:

$$\sigma_{-1} = \sigma_i'' + k_y'' d^{-\frac{1}{2}}, \tag{6}$$

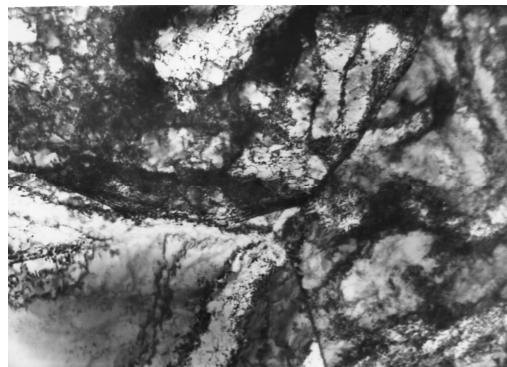
где  $\sigma_i''$  и  $k_y''$  – характеристики подобные как по (1).

Из зависимости (2), рис. 2, были получены величины  $\sigma_i''$  и  $k_y''$ , которые составили значения 90 МПа и  $1,1 \frac{\text{кз}}{\text{мм}^{1,5}}$  соответственно. Анализ абсолютных значений параметров уравнений (1) и (6) показал, что  $\sigma_i'' > \sigma_i$ , а  $k_y'' < k_y$ . На основании этого следует ожидать при циклическом нагружении более значительного эффекта твердорастворного упрочнения по сравнению с влиянием границ зерен феррита, чем при однонаправленном деформировании. Более того, осуществив аналогичную оценку критического размера зерна феррита ( $d_2$ ), когда  $\sigma_i'' \approx k_y'' \cdot d_2^{-\frac{1}{2}}$  (рис. 2), получили для циклического нагружения  $d_2 = 20$  мкм. После подстановки в (5)  $\sigma_i'' = 90$  МПа обнаружили, что для обеспечения непрерывности распространения пластической деформации при циклическом нагружении требуемое количество дислокаций ( $\rho_m$ ) должно быть не менее  $2 \cdot 10^7 \text{ мм}^{-2}$ .

Сравнительный анализ поведения низкоуглеродистой стали в зависимости от схемы нагружения показывает, что при статическом однонаправленном деформировании упрочняющий эффект от присутствия границ зерен феррита начинает превалировать над твердорастворным упрочнением, начиная от размеров зерна менее 250 мкм. При циклическом же нагружении роль состояния твердого раствора в распространении течения значительно существеннее, и лишь при размерах зерна феррита менее 20 мкм начинает превышать эффект зернограничного упрочнения. Подтверждают приведенное положение величины  $k_y$ ,  $k_y''$  и проведенные микроструктурные исследования. По сравнению с растяжением, величина проницаемости границ зерна феррита распространяющейся деформацией при циклическом нагружении примерно в 2,5 раза меньше ( $k_y = 2,7$  против  $k_y'' = 1,1 \frac{\text{кз}}{\text{мм}^{1,5}}$ ). Микроструктурные исследования внутреннего строения металла показали, что при низких амплитудах нагружения формируется дислокационная структура подобная вытянутым стенкам с преимущественным ориентированием в направлении границы раздела (рис. 3, а). Аналогичные структуры наблюдались для низкоуглеродистых сталей подобного состава [11]. Достаточно однородный контраст между плотными дислокационными образованиями указывает на малую степень разориентировки между ними. При более высоких амплитудах циклического нагружения формируемая дислокационная структура обладает качественными отличиями (рис. 3, б). Явные признаки дислокационной ячеистой структуры указывают на достижение повышенной плотности дислокаций, а искривление субграниц скорее связано с изменением систем скольжения в процессе циклического нагружения. Наблюдаемый контраст вокруг ячеек является качественным свидетельством повышенной разориентировки вокруг них. Частично сохранилось ориентация дислокационных ячеек в направлении границ зерна феррита.



а



б

Рис. 3 – Субструктура феррита в зависимости от амплитуды цикла (115 МПа (а) и 180 МПа (б)) x 13000

Учитывая малые величины пластической деформации за цикл нагружения и, как следствие этого, незначительные по сравнению со статической деформацией расстояния перемещения дислокаций, можно ожидать развития процессов динамического деформационного старения (ДДС) при циклическом нагружении [11]. С другой стороны, отсутствие искажений на кривой зависимости  $\sigma_{-1}$  от размера зерна феррита (рис. 2) следует рассматривать как свидетельство незначительного по уровню эффекта от развития процессов ДДС.

#### Выводы

1. Для низкоуглеродистой стали при циклическом нагружении эффект упрочнения от границ зерна превышает твердорастворное упрочнение при значительно более мелкозернистой структуре по сравнению со статическим растяжением.

2. Для поддержания непрерывности распространения пластической деформации при одинаковом размере зерна феррита в условиях циклического нагружения требуется примерно в два раза больше подвижных дислокаций, чем при однонаправленном деформировании.

#### Список использованных источников:

1. Вакуленко И.А. Морфология структуры и деформационное упрочнение стали / И.А. Вакуленко, В.И. Большаков. – Днепропетровск : Маковецкий, 2008. – 196 с.
2. Ткаченко Ф.К. Структура и фазовые превращения в деформированной высокомарганцевистой стали / Ф.К.Ткаченко, В.Г. Ефременко // МиТОМ. – 1990. – № 2. – С. 8-10.
3. Вакуленко И.А. О связи величины  $\sigma_0$  кривой деформации с параметрами уравнения Холла-Петча / И.А. Вакуленко, В.А. Пирогов, В.К. Бабич // Металлофизика. – 1986. – т. 8. – №6. – С. 61-64.
4. Вакуленко І.О. Структурний аналіз в матеріалознавстві / І.О. Вакуленко. – Дн-ськ: Маковецький, 2010. – 124 с.
5. Hall E.O. The deformation and ageing of mild steel / E.O. Hall // III Discuss.Proc.Phys.Soc.1951, B-64. – part. 9. – P. 747-753.
6. Cottrell A.H. Theory of brittle fracture in steel and similar metals / A.H. Cottrell // Trans. Met. Soc. AIME. – 1958. – v. 212. – P. 192-209.
7. Factors affecting the propagation of a Luders band and lower yield stress in iron / F.Garofalo // Met. Trans. – 1971. – v. 2. – № 8. – P. 2315-2317.
8. Imamura J. Contribution of local strain rate at Luders band front to grain size dependence of lower yield stress in iron / J. Imamura, H. Hayakawa, T. Taoka // Trans. Iron and Steel Inst. Japan. – 1971. – v. 11. – P. 191-200.
9. Bergstrom J. The application of a dislocation model to the strain and temperature of the strain hardening exponent / J. Bergstrom, B.Aronsson // Inst. Metallforsk. [Rapps]. – 1971. – v. 753. – P. 27-29.
10. Igata N. Direct observation of hardening processes of polycrystalline iron / N. Igata, S. Seto // Proc. Int. Conf. Sci. and Technol. Iron and Steel. – Tokyo, 1970, part 2. – P. 1293-1297.
11. Pickard S.M. Strain-ageing behavior of fatigued Fe-N-C alloys / S.M. Pickard, F. Guin // Acta Met. – 1990. – v. 38. – P. 397-401.

#### Bibliography:

1. Vakulenko I.A. The morphology of structure and the strain hardening of steel / I.A. Vakulenko, V.I. Bolshakov. – Dnepropetrovsk : Makovetskiy, 2008. – 196 p. (Rus.)
2. Tkachenko F.K. Structure and phase transformation in deformed high-Mn steel / F.K. Tkachenko, V.G. Efremenko // Metal Science and Heat Treatment of Metals. – 1990. – № 2. – С. 8-10. (Rus.)
3. Vakulenko I.A. About Relation Between  $\sigma_0$  of Deformation Curve with the Parameters of Hall-Petch Equation / I.A. Vakulenko, V.A. Pirogov, V.K. Babich // Metaphysics. – 1986. – v. 8. – №6. – P. 61-64. (Rus.)
4. Vakulenko I.A. Structural Analysis in Material Science / I.A. Vakulenko. – Dnepropetrovsk : Makovetskiy, 2010. – 124 p. (Rus.)
5. Hall E.O. The deformation and ageing of mild steel / E.O. Hall // III Discuss.Proc.Phys.Soc.1951, B-64. – part. 9. – P. 747-753.

6. Cottrell A.H. Theory of brittle fracture in steel and similar metals / A.H. Cottrell // Trans. Met. Soc. AIME. – 1958. – v. 212. – P. 192-209.
7. Factors affecting the propagation of a Luders band and lower yield stress in iron / F.Garofalo // Met. Trans. – 1971. – v. 2. – № 8. – P. 2315-2317.
8. Imamura J. Contribution of local strain rate at Luders band front to grain size dependence of lower yield stress in iron / J. Imamura, H. Hayakawa, T. Taoka // Trans. Iron and Steel Inst. Japan. – 1971. – v. 11. – P. 191-200.
9. Bergstrom J. The application of a dislocation model to the strain and temperature of the strain hardening exponent / J. Bergstrom, B.Aronsson // Inst. Metallforsk. [Rapps]. – 1971. – v. 753. – P. 27-29.
10. Igata N. Direct observation of hardening processes of polycrystalline iron / N. Igata, S. Seto // Proc. Int. Conf. Sci. and Technol. Iron and Steel. – Tokyo, 1970, part 2. – P. 1293-1297.
11. Pickard S.M. Strain-ageing behavior of fatigued Fe-N-C alloys / S.M. Pickard, F. Guin // Acta Met. – 1990. – v. 38. – P. 397-401.

Рецензент: В.А. Маслов  
д-р техн. наук, проф., ГВУЗ «ПГТУ»

Статья поступила 25.10.2014

УДК 669.017.3

© Савинков Н.А.<sup>1</sup>, Коляда Ю.Е.<sup>2</sup>

#### УПРАВЛЕНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЕМ МИКРОТВЁРДОСТИ СТАЛИ ПРИ ИМПУЛЬСНОЙ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКЕ

*В работе исследуется зависимость микротвёрдости и структуры модифицированного слоя образцов стали У8 от параметров импульсной плазменной обработки. Определены режимы, позволяющие управлять распределением микротвёрдости вглубь образца. При этом возможно получение максимального значения микротвёрдости на поверхности или максимума в глубине модифицированного слоя. Обсуждаются механизмы формирования и локализации этих максимумов.*

**Ключевые слова:** импульсно-плазменная обработка, электротермический ускоритель, микротвёрдость, структура, модифицированный слой.

*Савинков М.О., Коляда Ю.Е., Управління розподілом мікротвердості сталі при імпульсній плазмовій обробці. В роботі досліджується залежність мікротвердості і структури модифікованого шару зразків сталі У8 від параметрів імпульсної плазмової обробки. Визначені режими, що дозволяють управляти розподілом мікротвердості вглиб зразка. При цьому можливе отримання максимального значення мікротвердості на поверхні або максимуму в глибині модифікованого шару. Обговорюються механізми формування і локалізації цих максимумів.*

**Ключові слова:** імпульсно-плазмова обробка, електротермічний прискорювач, мікротвердість, структура, модифікований шар.

*M.O. Savinkov, Yu.E. Kolyada. The allocation of the micro-hardness of steel under pulsed plasma treatment. In this paper, we investigate the dependence of micro-hardness and structure of the modified layer samples of steel U8 on the parameters of pulsed plasma treatment. To create a pulsed high plasma flows at atmospheric pressure was*

<sup>1</sup> канд. физ.-мат. наук, доцент, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь, [nik.sv2010@yandex.ru](mailto:nik.sv2010@yandex.ru)

<sup>2</sup> д-р физ.-мат. наук, профессор, Мариупольский государственный университет, г. Мариуполь, [yukol@ukr.net](mailto:yukol@ukr.net)