

# ВЛИЯНИЕ ДИСПЕРСНОСТИ СТРУКТУРЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ

*Д.О. ПАНОВ, старший преподаватель,  
Е.Н. ОРЛОВА, аспирант, А.С. ПЕРЦЕВ, аспирант,  
Р.А. ВАГИН, студент  
Ю.Н. СИМОНОВ, доктор техн. наук, профессор  
(ПНИПУ, г. Пермь)  
А.И. СМИРНОВ, канд. техн. наук, доцент  
А.А. НИКУЛИНА, канд. техн. наук, доцент  
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Поступила 23 декабря 2013

Рецензирование 30 января 2014

Принята к печати 3 февраля 2014

**Панов Д.О.** – 614990, г. Пермь, Комсомольский проспект, 29,  
Пермский национальный исследовательский политехнический университет,  
e-mail: dimmak-panov@mail.ru

Исследуется взаимосвязь размеров элементов структуры, направления волокон и уровня характеристик прочности и надежности закаленной листовой низкоуглеродистой стали 12Х2Г2НМФТ. Используются методы металлографического анализа, просвечивающей и растровой микроскопии, испытания на одноосное растяжение и трехточечный ударный изгиб. Установлено, что при достижении наноструктурного состояния пакетного мартенсита исследуемой стали наблюдается отклонение от закона Холла–Петча. Зависимость ударной вязкости (КСТ) и строение излома от дисперсности структуры исследуемой стали в значительной степени определяются направлением волокон по отношению к прилагаемой нагрузке. На образцах, вырезанных в продольном направлении относительно направления прокатки, в которых разрушение при испытаниях проходило поперек волокна, ударная вязкость (КСТ) начинает возрастать при диспергировании аустенитного зерна менее 40 мкм, а при получении наноструктурного состояния с размером рейки 96 нм микромеханизм разрушения меняется с квазискола на вязкий. На поперечных образцах дисперсность структуры практически не оказывает влияния на уровень ударной вязкости (КСТ), а существенное влияние оказывает волокнистое строение.

**Ключевые слова:** низкоуглеродистая мартенситная сталь, пакетный мартенсит, дисперсность структуры, ударная вязкость, микромеханизм разрушения.

## Введение

В работах [1, 2] показано, что повышение уровня характеристик прочности и надежности сталей со структурой пакетного мартенсита возможно за счет измельчения аустенитного зерна при термическом воздействии. При этом также диспергируется субструктура пакетного мартенсита [3]. Помимо этого на уровень механических свойств листовых низкоуглеродистых сталей существенное влияние оказывает направление во-

локон относительно прилагаемой нагрузки, так как при такой обработке в стали формируется волокнистое строение [4].

Наиболее широкие температурно-временные условия получения структуры пакетного мартенсита реализуются в системно-легированных низкоуглеродистых сталях, одной из которых является сталь 12Х2Г2НМФТ [5].

Целью данной работы является установление взаимосвязи размера элементов структуры и субструктуры, ориентировки волокон и уров-

на характеристик прочности и надежности закаленной листовой низкоуглеродистой стали 12Х2Г2НМФТ.

### Материалы и методика исследования

В качестве материала исследования выбрана низкоуглеродистая системно-легированная сталь 12Х2Г2НМФТ [6] следующего химического состава, % (масс.): 0,12 С; 0,19 Si; 2,23 Mn; 2,38 Cr; 1,38 Ni; 0,43 Mo; 0,09 V; 0,02 Ti; 0,005 S; 0,008 P.

Размер зерна аустенита в исследуемой стали варьировали методами термоциклической обработки (ТЦО) и полной закалкой из аустенитной области. При термоциклической обработке проводили пятикратный нагрев на 900 и 1000 °С с выдержкой 25 с и последующим охлаждением в воде. При полной закалке образцы исследованной стали нагревали посадкой в горячую печь до температур 900, 1100 и 1200 °С с выдержкой 30 мин и последующим охлаждением в воде.

Металлографические исследования проводили на микрошлифах с использованием светового микроскопа Olympus GX 51 при увеличениях до  $\times 1000$ . Зеренную структуру выявляли комбинированным методом окисления-травления [7]. Размер зерен определяли методом секущих по ГОСТ 5639–82. Балл загрязненности неметаллическими включениями (ОС) оценивали по ГОСТ 1778–70 по методу Ш.

Электронно-микроскопическое исследование структуры сталей проводили путем просмотра металлических фольг в электронном микроскопе Technai G2 FEI при ускоряющем напряжении 200 кВ.

Определение характеристик механических свойств осуществляли на образцах, вырезанных из листа стали 12Х2Г2НМФТ толщиной 5,5 мм в продольном и поперечном направлениях относительно направления прокатки (рис. 1).

Характеристики прочности ( $\sigma_b$ ,  $\sigma_{0,2}$ ) определяли по ГОСТ 1497–84 при испытаниях на одноосное растяжение на разрывной машине Instron 8801.

Испытания на ударную вязкость КСЧ и КСТ проводили на маятниковом копре МК-30 по ГОСТ 9454–78. Усталостную трещину наносили на вибраторе Дроздовского.

Микромеханизмы разрушения исследовали на участках излома, где трещина распростра-

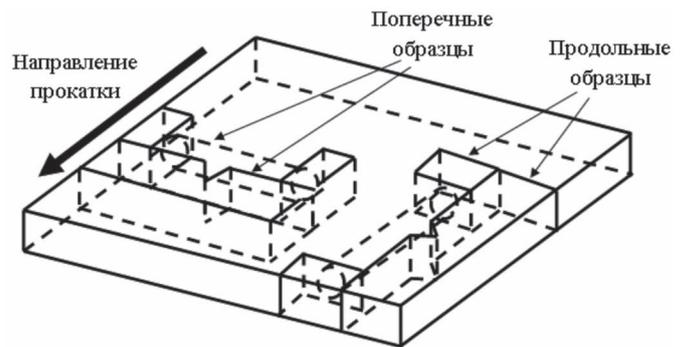


Рис. 1. Схема вырезки образцов из листовой заготовки стали 12Х2Г2НМФТ

нялась в условиях плоской деформации – центральная часть изломов вблизи усталостной трещины. Исследования проводили на растровом электронном микроскопе Carl Zeiss EVO50 при увеличениях до  $\times 15\,000$  и ускоряющем напряжении 20 кВ.

### Результаты исследования и обсуждение

Изучение тонкой структуры стали 12Х2Г2НМФТ после исследуемых режимов термической обработки выявило реечное строение пакетного мартенсита разной степени дисперсности (см. таблицу). Так, средний поперечный размер рейки в плоскости фольги при варьировании размера аустенитного зерна от 2,5 до 65 мкм изменяется от 96 до 341 нм. При этом наблюдается прямопропорциональная зависимость среднего поперечного размера рейки  $b_p$  в плоскости фольги от размера аустенитного зерна  $d_a$  (рис. 2), что согласуется с результатами работы [8]. Следует отметить, что степень достоверности аппроксимации такой зависимости линейной функцией составляет 99 %.

Металлографический анализ загрязненности стали 12Х2Г2НМФТ неметаллическими включениями после различных режимов термической обработки показал, что при прокатке листа сформированы вытянутые в направлении деформации частицы оксидов. Эти частицы сохраняются в большом количестве после термической обработки на 900 и на 1000 °С, о чем свидетельствует большой балл загрязненности стали (см. таблицу). Увеличение температуры термической обработки до 1100 и 1200 °С приводит к растворению неметаллических включений и к уменьшению балла загрязненности стали оксидами (см. таблицу).

### Расчетное строение пакетного мартенсита после термической обработки

№ п/п	Термическая обработка	Средний размер аустенитного зерна ( $d_a$ ), мкм	Средняя толщина рейки ( $b_p$ ), нм	Балл загрязненности оксидами строчечными
1	ТЦО на 900 °С, 5 циклов, выдержка 25 с, охлаждение в воде	2,5	96	5
2	ТЦО на 1000 °С, 5 циклов, выдержка 25 с, охлаждение в воде	10	206	3,5
3	Закалка с 900 °С, выдержка 30 мин, охлаждение в воде	18	230	3,5
4	Закалка с 1100 °С, выдержка 30 мин, охлаждение в воде	40	271	2
5	Закалка с 1200 °С, выдержка 30 мин, охлаждение в воде	65	341	0,5

Результаты исследования характеристик прочности представлены на рис. 2. Из приведенных зависимостей видно, что направление вырезки образцов из листовой заготовки не оказывает влияния на уровень характеристик прочности, а зависимость характеристик прочности от размера аустенитного зерна имеет сложный характер (рис. 2). Зависимость предела текучести  $\sigma_{0,2}$  от размера зерна аустенита и среднего поперечного размера рейки подчиняется закону Холла–Петча ( $\sigma_{0,2} = 899 + 751d_a^{-1/2}$ ) при размере аустенитного зерна  $d_a$  от 65 до 10 мкм и рейки мартенсита  $b_p$  от 341 до 206 нм. При дальнейшем диспергировании структуры до наноуровня наблюда-

ется отклонение от установленной линейной зависимости. С ростом характеристик прочности разница между пределом прочности и пределом текучести уменьшается, что вызвано снижением коэффициента деформационного упрочнения при диспергировании структуры. Данный факт обусловлен снижением получаемой при деформировании плотности дислокаций из-за наличия большого количества их стоков – границ и субграниц [9].

Следует отметить, что при диспергировании структуры закаленной системно-легированной стали 12Х2Г2НМФТ наилучшие характеристики прочности наблюдаются в состоянии с самым мелким аустенитным зерном и с наименьшим размером пакетов и реек мартенсита.

Исследование влияния дисперсности структуры закаленной стали 12Х2Г2НМФТ и направления волокон листовой заготовки на ударную вязкость (КСТ) (рис. 3) показало, что измельчение аустенитного зерна от 65 до 40 мкм на продольных образцах (см. рис. 1) не влияет на уровень КСТ. Разрушение в этом случае происходит поперек направления прокатки листа в условиях плоскодеформированного состояния (рис. 4, а), а уменьшение размера аустенитного зерна менее 40 мкм вызывает рост уровня КСТ и реализацию условий плосконапряженного состояния с образованием боковой утяжки (рис. 4, б) [10].

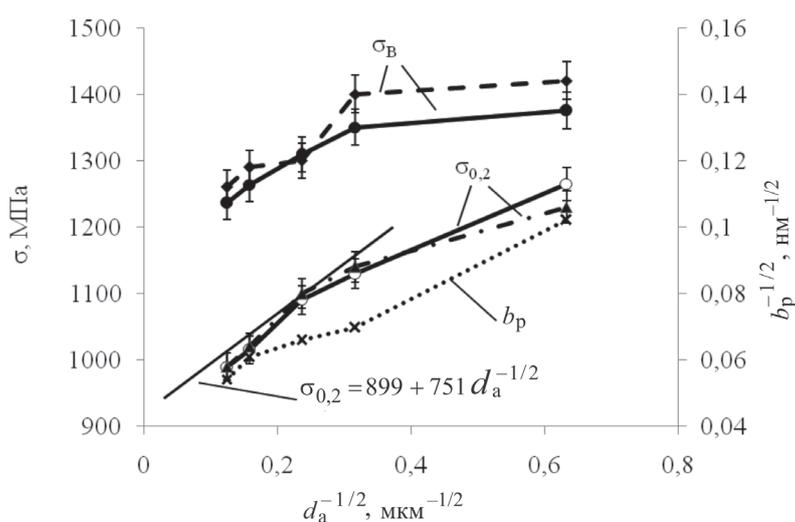


Рис. 2. Зависимость характеристик прочности  $\sigma_B$ ,  $\sigma_{0,2}$  и среднего поперечного размера рейки  $b_p$  закаленной стали 12Х2Г2НМФТ от размера аустенитного зерна  $d_a$ :

сплошные линии – свойства, определенные на поперечных образцах; штриховые линии – свойства, определенные на продольных образцах

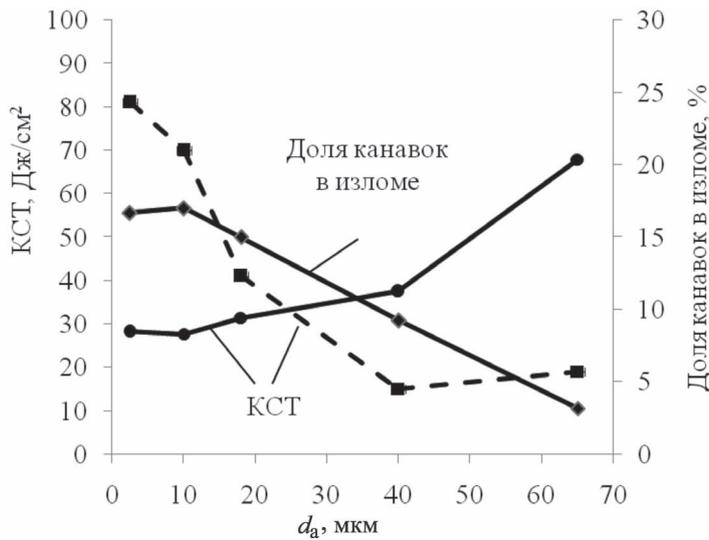


Рис. 3. Зависимость характеристик ударной вязкости (КСТ) и доли продольных канавок в изломе стали 12Х2Г2НМФТ в зависимости от размера аустенитного зерна  $d_a$ :

сплошные линии – свойства, определенные на поперечных образцах; штриховые линии – свойства, определенные на продольных образцах

Исследование микромеханизмов разрушения продольных образцов после испытаний на КСТ исследуемой стали выявило, что основным элементом структуры излома стали с размером аустенитного зерна от 65 до 10 мкм и размером рейки от 341 до 206 нм является фасетка квазискола (рис. 5, а). При получении наноструктурного состояния пакетного мартенсита с размером аустенитного зерна 2,5 мкм и размером рейки 96 нм происходит смена микромеханизма разрушения с квазискола на вязкий (рис. 5, б).

Уровень КСТ закаленной стали 12Х2Г2НМФТ, полученной на поперечных образцах (рис. 1), на которых разрушение при испытаниях проходило вдоль волокна листа, при диспергировании структуры снижается (рис. 3, б).

Микрофрактографический анализ показал, что в состоянии после закалки с 1200 °С стали 12Х2Г2НМФТ, где наблюдается высокий уровень КСТ, в структуре плоской части излома обнаруживается небольшое количество канавок – 3 % площади (рис. 5, в), которые вытянуты вдоль направления разрушения. В состоянии после термоциклической обработки на 900 °С, где низкий уровень КСТ, доля продольных канавок в изломе составляет уже 17 % площади излома (рис. 5, г). По-видимому, обнаруженные канавки сформированы при разрушении на месте вытянутых при прокатке в строчки неметаллических включений (преимущественно оксидов). Доля канавок в изломе увеличивается при диспергировании структуры, что хорошо соотносится с изменением уровня ударной вязкости КСТ: уменьшение доли канавок в изломе сопровождается снижением уровня ударной вязкости КСТ (рис. 3).

Обнаруженная тенденция изменения значений ударной вязкости КСТ поперечных образцов вызвана тем, что методика получения аустенитного зерна различного размера связана с термической обработкой при различных температурах (см. таблицу), причем аустенитное зерно выращивали путем увеличения температуры обработки, что сопровождается растворением

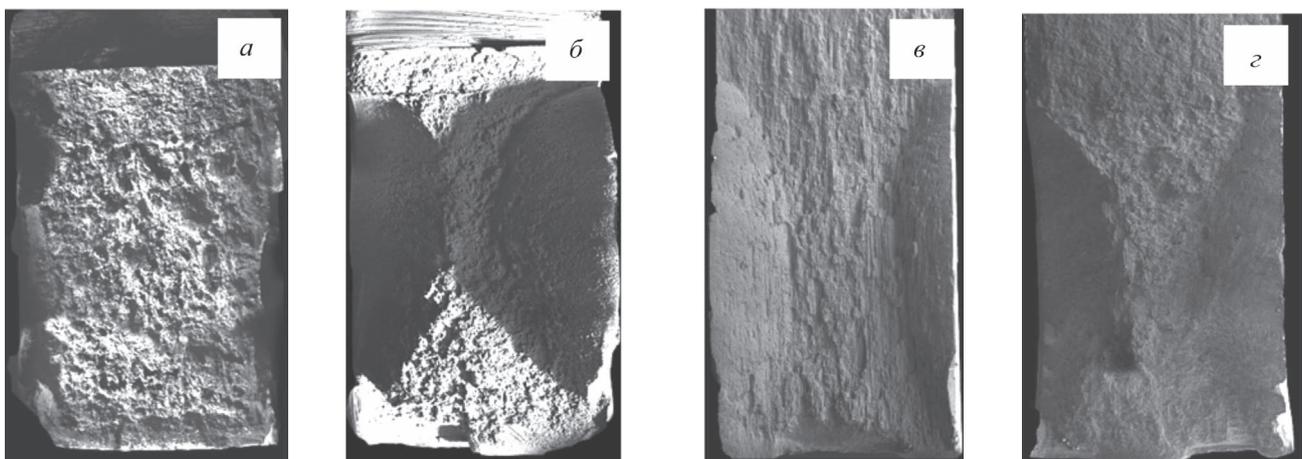


Рис. 4. Макростроение изломов стали 12Х2Г2НМФТ после испытаний на ударную вязкость (КСТ) продольных (а, б) и поперечных (в, г) образцов,  $\times 5$ :

а, в –  $d_a = 65$  мкм; б, г –  $d_a = 2,5$  мкм

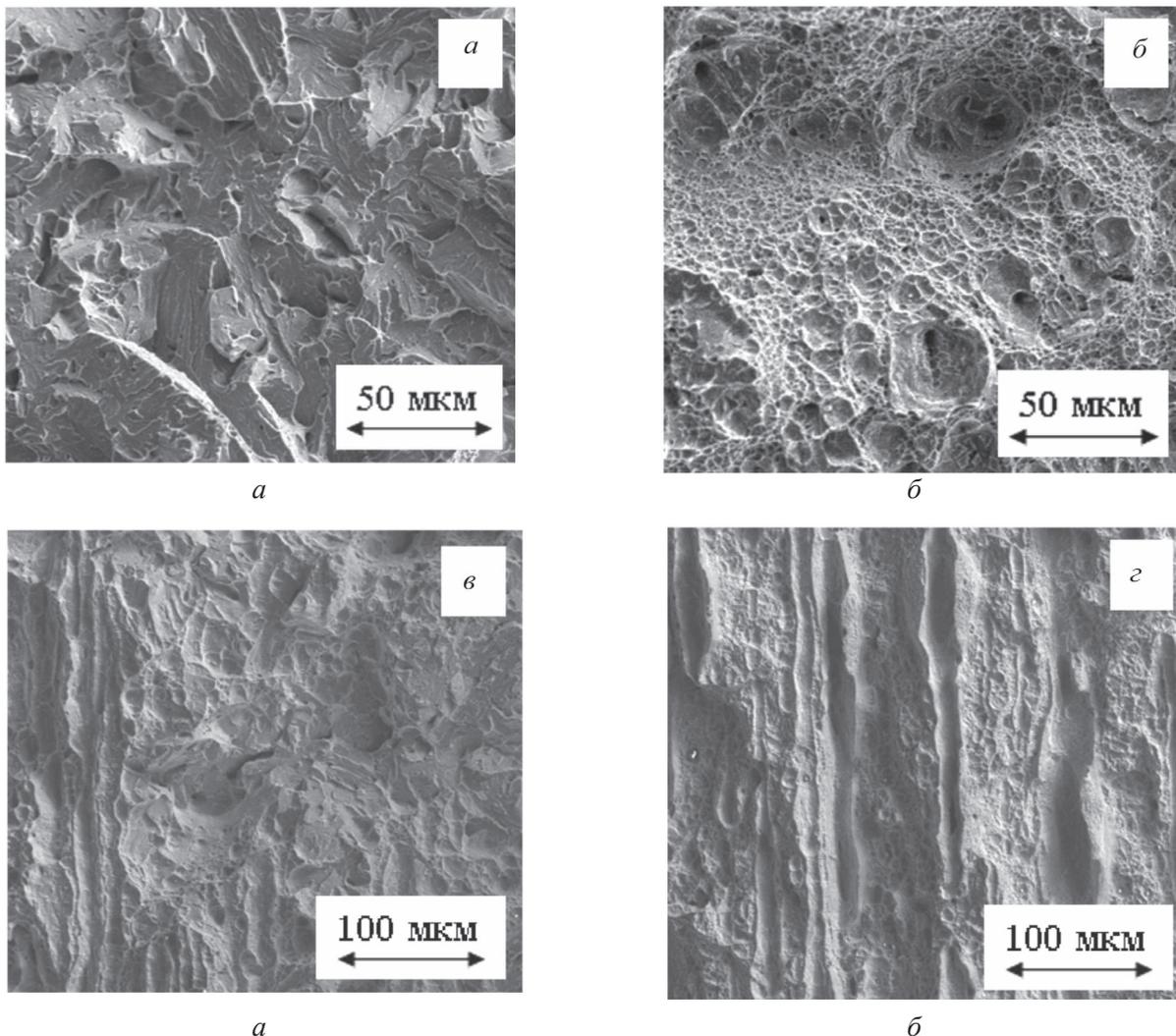


Рис. 5. Микрофрактография изломов закаленной стали 12Х2Г2НМФТ после испытаний на ударную вязкость (КСТ) продольных (а, б) и поперечных (в, г) образцов:

а, в –  $d_a = 65$  мкм; б, г –  $d_a = 2,5$  мкм

неметаллических включений, в том числе строчечных оксидов. Расположенные вдоль прокатки неметаллические включения (преимущественно оксиды) уменьшают энергоемкость распространения трещины при испытаниях на ударную вязкость в случае, если они находятся вдоль направления развития трещины, поскольку выступают при этом в качестве готовых микротрещин [4], количество которых зависит от температуры последней аустенитизации перед закалкой (см. таблицу).

Микромеханизм разрушения поперечных образцов (см. рис. 1) в областях между канавками определяется дисперсностью структуры и схож с продольными образцами: в крупнозернистом состоянии основным элементом излома являются фасетки транскристаллитного скола (рис. 5, в), в наноструктурном состоянии – ямки (рис. 5, г).

## Выводы

Характеристики прочности закаленной листовой системно-легированной стали 12Х2Г2НМФТ подчиняются закону Холла–Петча при размере аустенитного зерна от 65 до 10 мкм и среднего поперечного размера рейки мартенсита в плоскости фольги от 341 до 206 нм. При получении наноструктурного состояния мартенсита с размером аустенитного зерна 2,5 мкм и размером рейки 96 нм установленные линейные зависимости нарушаются.

Зависимость ударной вязкости КСТ от дисперсности структуры исследуемой стали определяется направлением волокон горячекатаного листа по отношению к прилагаемой нагрузке. На образцах, вырезанных в продольном направлении относительно направления прокатки, ударная вязкость КСТ начинает возрастать при дис-

пергировании аустенитного зерна менее 40 мкм, а разрушение при этом переходит от условий плосконапряженного к плоскодеформированному состоянию. При получении наноструктурного состояния с размером рейки порядка 95 нм микромеханизм разрушения меняется с квази-скола на вязкий.

На поперечных образцах дисперсность структуры не оказывает заметного влияния на уровень ударной вязкости КСТ, а существенное влияние оказывает волокнистое строение, т. е. балл загрязненности строчечными оксидами, что определяется температурой последней термической обработки. Увеличение температуры аустенитизации стали 12Х2Г2НМФТ приводит к растворению неметаллических включений, формирующих волокнистое строение, и, как следствие, вызывает рост уровня КСТ. В микроструктуре излома это проявляется в уменьшении доли продольных канавок, которые сформированы на месте неметаллических включений.

#### Список литературы

1. *Grange R.A.* Strengthening steel by austenite grain refinement // *Trans. Quart. ASM.* 1966. – Vol. 59. – P. 26–47.
2. *Портер Л.Ф., Дабковски Д.С.* Регулирование размера зерна путем термоциклирования // *Сверхмелкое зерно в металлах / пер. с англ.* – М.: Металлургия, 1973. – С. 135–164.
3. *Morito S., Yoshida H., Makic T., Huang X.* Effect of block size on the strength of lath martensite in low carbon steels // *Materials Science and Engineering A.* 2006. – Vol. 438–440. – P. 237–240.
4. *Георгиев М.Н.* Вязкость малоуглеродистых сталей. – М.: Металлургия, 1973. – 234 с.
5. *Симонов Ю.Н.* Условия получения структуры пакетного мартенсита при замедленном охлаждении низкоуглеродистого аустенита // *ФММ.* – 2004. – Т. 97, № 5. – С. 77–81.
6. *Патент 1790622 СССР. С 22 С 38/50 / Л.М. Клейнер, И.В. Толчина, В.М. Архипов, Л.И. Эфрон, С.И. Тишаев, М.П. Усиков, В.К. Некрасов, Л.Д. Пиликина // Сталь. БИ.* – 1993. – № 3.
7. *Быкова П.О., Заяц Л.Ц., Панов Д.О.* Выявление границ аустенитных зерен в сталях с мартенситной структурой методом окисления // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов.* – 2008. – № 6. – С. 42–45.
8. *Иванов Ю.Ф.* Влияние технологических параметров на размерную однородность пакетного мартенсита // *Физика металлов и материаловедение.* – 1992. – № 9. – С. 57–63.
9. *Конева Н.А., Козлов Э.В., Попова Н.А.* Влияние размера зерен и фрагментов на плотность дислокаций в металлических материалах // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения.* – 2010. – Т. 7, № 1. – С. 64–70.
10. *Орлова Е.Н., Панов Д.О.* Ударная вязкость закаленной стали с различным размером зерна аустенита // *Научное обозрение.* – 2012. – № 5. – С. 51–55.

#### OBRAVOTKA METALLOV

(METAL WORKING • MATERIAL SCIENCE)

N 1(62), January – March 2014, Pages 39–45

#### The effect of structure dispersion on mechanical properties of low-carbon structural steel

**Panov D.O.**<sup>1</sup>, Senior Lecturer, e-mail: dimmak-panov@mail.ru

**Orlova E.N.**<sup>1</sup>, Post-graduate Student

**Pertsev A.S.**<sup>1</sup>, Post-graduate Student

**Vagin R.A.**<sup>1</sup>, Student

**Simonov Y.N.**<sup>1</sup>, D.Sc. (Engineering), Professor

**Smirnov A.I.**<sup>2</sup>, Ph.D. (Engineering), Associate Professor

**Nikulina A.A.**<sup>2</sup>, Ph.D. (Engineering), Associate Professor

<sup>1</sup>Perm National Research Polytechnic University, 29 Komsomolsky pr., Perm, 614990, Russian Federation

<sup>2</sup>Novosibirsk State Technical University, 20 Prospect K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

Received 23 December 2013

Revised 30 January 2014

Accepted 3 February 2014

### Abstract

The relationship between the size of structural elements, the grain direction and the level of the strength and reliability of hardened low-carbon sheet steel 12Х2Г2НМФТ is investigated. Methods of metallographic analysis, transmission and scanning microscopy, uniaxial tension tests and three-point bending impact were used. It is established that there is a deviation from the Hall-Petch relationship with the achievement of the nanocrystalline state of lath martensite in the steel under consideration. The dependence of fracture toughness (KCT) and the fracture structure on the structure dispersion of the steel under consideration is largely determined by the fiber direction with respect to the applied load. The grain direction relative to the applied load largely determines the dependence of the impact toughness (KCT) and the structure of the fracture on the dispersion of the structure of investigated steel. The impact toughness (KCT) began to increase with the dispersed austenite grain less than 40 microns on samples cut lengthwise to the rolling direction, at the same time the destruction took across the fiber in the tests. And the micromechanism of destruction varies from quasi-chip to tough in the preparation of nanostructured state with the size of the lath of 96 nm. In transverse samples dispersion of structure has almost no effect on the level of impact toughness (KCT), but the fibrous structure significantly influence the level of impact toughness (KCT).

**Keywords:** impact toughness, low-carbon martensite steel, lath martensite, structure of dispersion, micromechanism of destruction.

### References

1. Grange R.A. Strengthening steel by austenite grain refinement. *ASM Transactions Quarterly*. 1966, Vol. 59, pp. 26–47.
2. Porter L.F., Dabkowski D.S. *Grain-size control by thermal cycling*. In: Burke J.J., Weiss V. (eds) *Ultra-fine Grain Metals*. Syracuse University Press, New York, 1970 (Russ. ed.: Porter L.F., Dabkowski D.S. *Regulirovanie razmera zerna putem termociklirvanija. Sverhmelkoe zerno v metallah*. Moscow, Metallurgija, 1973. pp. 135–164.)
3. Morito S., Yoshida H., Makic T., Huang X. Effect of block size on the strength of lath martensite in low carbon steels. *Materials Science and Engineering A*. 2006, Vol. 438–440, pp. 237–240.
4. Georgiev M.N. *Vjazkost' malouglerodistykh stalej* [The viscosity of low-carbon steels]. Moscow, Metallurgija, 1973. 234 p.
5. Simonov Yu.N. Uslovija poluchenija struktury paketnogo martensita pri zamedlennom ohlazhdenii nizkouglerodistogo austenita [Conditions of the formation of lath martensite from low-carbon austenite upon slow cooling]. *Fizika metallov i metallovedenie – The Physics of Metals and Metallography*, 2004, Vol. 97, no. 5, pp. 77–81.
6. Klejner L.M., Tolchina I.V., Arhipov V.M., Jefron L.I., Tishaev S.I., Usikov M.P., Nekrasov V.K., Pilikina L.D. *Stal'* [A steel]. Patent USSR, no. 1790622, 1993.
7. Bykova P.O., Zajac L.C., Panov D.O. *Zavodskaja laboratorija. Diagnostika materialov*, 2008, no. 6, pp. 42–45.
8. Ivanov Yu. F. Vlijanie tehnologicheskikh parametrov na razmernuju odnorodnost' paketnogo martensita [Influence of technological parameters on size homogeneity of packet martensite]. *Fizika metallov i metallovedenie – The Physics of Metals and Metallography*, 1992, no. 9, pp. 57–63.
9. Koneva N.A., Kozlov Je.V., Popova N.A. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedenija*, 2010, Vol. 7, no. 1, pp. 64–70.
10. Orlova E.N., Panov D.O. *Nauchnoe obozrenie*, 2012, no. 5, pp. 51–55.